



19 BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

12 Offenlegungsschrift
10 DE 197 07 033 A 1

51 Int. Cl.⁶:
C21 D 9/40

13

21 Aktenzeichen: 197 07 033.7
22 Anmeldetag: 21. 2. 97
43 Offenlegungstag: 6. 11. 97

DE 197 07 033 A 1

30 Unionspriorität:

8-34066 21.02.96 JP
8-182174 11.07.96 JP

71 Anmelder:

NSK Ltd., Tokio/Tokyo, JP

74 Vertreter:

Grünecker, Kinkeldey, Stockmair & Schwanhäusser,
Anwaltssozietät, 80538 München

72 Erfinder:

Tanaka, Susumu, Fujisawa, Kanagawa, JP;
Yamamura, Kenji, Fujisawa, Kanagawa, JP; Ohori,
Manabu, Fujisawa, Kanagawa, JP

Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

54 Wälzlager

57 Zur Herstellung von Wälzlager mit einem hohen Leistungsvermögen unter Verwendung von einsatzgehärteten rostfreien Stählen, die den konventionellen rostfreien Stählen auf Martensit-Basis in bezug auf Korrosionsbeständigkeit, Wälz-Ermüdungsbeständigkeit und Verschleißfestigkeit überlegen sind und auch eine hohe Kern-Zähigkeit aufweisen, wird bei dem Wälzlager mindestens ein Vertreter aus der Gruppe innerer Lauftring, äußerer Lauftring und Wälzelemente (Wälzkörper) aus einem Legierungsstahl hergestellt, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,5 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si und zum Rest aus Fe und zufälligen Verunreinigungselementen, in dem die Beziehung zwischen den C- und Cr-Gehalten der Bedingung genügt:
$$0,04 \text{ Cr (Gew.-%)} - 0,39 \leq \text{C (Gew.-%)} \leq -0,05 \text{ Cr (Gew.-%)} + 1,41,$$

wobei das Lager auch eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrierung oder Carbonitrierung bei einer Temperatur unterhalb Ac₁, anschließendes Erwärmen auf eine Temperatur von 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperaturbehandlung (unter 0°C) und Anlassen erzeugt worden ist.

DE 197 07 033 A 1

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen

BUNDESDRUCKEREI 09. 97 702 045/614

29/22

BEST AVAILABLE COPY

Beschreibung

Die Erfindung bezieht sich auf Wälzlager für die Verwendung in Luftfahrzeugen, in Lebensmittelverarbeitungs-Vorrichtungen und für andere Anwendungszwecke, bei denen eine hohe Korrosionsbeständigkeit erforderlich ist. Die Erfindung bezieht sich insbesondere auf die Verbesserung des Leistungsvermögens solcher Wälzlager.

Wälzlager werden in der Regel hergestellt aus Stahl-Materialien entsprechend SUJ2 (Lagerstahl) oder SCR420 (einsatzgehärteter Stahl), wenn sie jedoch in Gegenwart von Wasser oder unter feuchten Bedingungen oder in einer anderen korrosiven Umgebung verwendet werden, tritt bei ihnen eine vorzeitige Rostbildung auf und sie sind für die vorgesehene Verwendung nicht mehr geeignet.

Unter diesen Umständen wurden SUS440C- und andere Stähle auf Martensit-Basis als rostfreie Lagerstähle mit hohem Chrom-Gehalt eingesetzt, die nicht nur eine hohe Korrosionsbeständigkeit, sondern auch eine Härte von HRC 58 und darüber aufweisen, wie sie für Lager erforderlich ist.

Wälzlager aus rostfreien Stählen werden in den meisten Fällen unter strengeren Bedingungen verwendet als diejenigen, wie sie bei Wälzlager aus unlegierten Stählen anzutreffen sind, und insbesondere in Gegenwart von Wasser oder unter feuchten Bedingungen oder in einer anderen korrosiven Umgebung, wobei auch die Verschleißfestigkeit (Abriebsbeständigkeit) in Verbindung mit dem Potential für eine schlechte Schmierung, ein extrem wichtiger Faktor neben der Korrosionsbeständigkeit ist. Der Kohlenstoff ist in Stählen ein unerläßliches Element zur Erzielung einer erhöhten Härte durch die Verfestigung von Martensit und die Bildung von Carbiden trägt zu einer weiteren Verbesserung der Verschleißfestigkeit bei.

Bei Luftfahrzeug-Lagern, die bei hohen Temperaturen und Geschwindigkeiten verwendet werden sollen, ist eine hohe Kernfestigkeit unter einer Ringspannung bzw. Ringzugspannung) zusätzlich zu einer hohen Korrosionsbeständigkeit und Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit) erforderlich.

Bei den rostfreien Stählen mit hohem Chrom-Gehalt auf Martensit-Basis, typisiert als SUS440C, tritt das Problem auf, daß dann, wenn der Kohlenstoff-Gehalt zunimmt, die hohen C- und Cr-Gehalte des Stahls die Bildung von vielen groben ($> 10 \mu\text{m}$) eutektischen Carbiden bewirken, wodurch eine Beeinträchtigung (Verschlechterung) nicht nur der Korrosionsbeständigkeit des Stahls, der Wälz-Lebensdauer und der Zähigkeit, sondern auch seiner Schmiedbarkeit und Bearbeitbarkeit (Zerspanbarkeit) auftritt.

Wenn sie lediglich gehärtet werden, enthalten die konventionellen rostfreien Stähle auf Martensit-Basis große Mengen an Abschreck-Austenit, weshalb sie in der Regel nach dem Härtingsarbeitsgang einer Tieftemperatur-Behandlung (unter 0°C) unterworfen werden. Im Falle von Luftfahrzeug-Lagern, die unter vergleichsweise hohen Temperaturen verwendet werden sollen oder bei denen die Dimensionsbeständigkeit besonders wichtig ist, folgt auf die Tieftemperatur-Behandlung (unter 0°C) gelegentlich ein Anlassen bei erhöhten Temperaturen von 400 bis 600°C . Wenn jedoch die konventionellen rostfreien Stähle auf Martensit-Basis bei 400 bis 600°C angelassen werden, fällt ihre Härte auf HRC 55 bis 57 oder sogar darunter, wodurch eine Beeinträchtigung (Verschlechterung) der Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit) und Verschleißfestigkeit bewirkt wird.

Ein anderes Problem, das bei den konventionellen rostfreien Stählen auf Martensitbasis mit hohem Kohlenstoff-Gehalt auftritt, besteht darin, daß eine Sekundärausscheidung von Cr-Carbiden während des Anlassens auftritt und daß dann, wenn das Anlassen bei hohen Temperaturen durchgeführt wird, die Korrosionsbeständigkeit der Stähle deutlich abnimmt.

Im Hinblick auf die Lösung der obengenannten Probleme wurde in der ungeprüften publizierten japanischen Patentanmeldung Sho 61-163244 vorgeschlagen, die C- und Cr-Gehalte herabzusetzen, um die Bildung von eutektischen Carbiden zu verzögern, wodurch eine verbesserte Ermüdungsbeständigkeit und Zähigkeit erzielt wird, ohne die Verschleißfestigkeit zu opfern. Das vorgeschlagene Verfahren ist jedoch unbefriedigend in bezug auf die Verbesserung der Beständigkeit und in bezug auf die Verschleiß-Korrosion und, was noch wichtiger ist, es wird das Dimensions-Beständigkeitsproblem nicht berücksichtigt, das aus dem Abschreck-Austenit und den Auswirkungen auf die Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit), Korrosionsbeständigkeit und Verschleißfestigkeit resultiert, die durch das Hochtemperatur-Anlassen auftreten können, das durchgeführt wird, um den Abschreck-Austenit zu zersetzen.

Nach der ungeprüften publizierten japanischen Patentanmeldung Hei 1-205063 wird ein Teil aus verschleißfestem rostfreiem Stahl vorgeschlagen, das verbessert ist in bezug auf die Kern-Zähigkeit durch Beschränkung des Kohlenstoff-Gehaltes auf $0,6 \text{ Gew.-%}$ und darunter und das carburiert worden ist, um ihm eine hohe Oberflächenhärte zu verleihen. Das Teil weist jedoch keine ausreichend verbesserte Korrosionsbeständigkeit auf.

Lager, die insbesondere für die Verwendung in Luftfahrzeug-Düsenmotoren und -Gasturbinen bestimmt sind, werden während des Betriebs hohen Temperaturen und Geschwindigkeiten ausgesetzt, wie bereits oben angegeben, und sie erfordern daher nicht nur eine hohe Kernfestigkeit unter Ringzugspannung, sondern auch eine ausreichende Härte bei erhöhten Temperaturen. Üblicherweise werden diese Lager aus Semi-Hochgeschwindigkeit-Materialien, wie AISI M50 und M50NiL hergestellt; diese Materialien weisen jedoch eine derart niedrige Korrosionsbeständigkeit auf, daß sie zu einer vorzeitigen Rostbildung neigen aufgrund einer Salzsäureanfrischung an ungünstigen Orten, beispielsweise Flughäfen, die ans Meer angrenzen. Da die Sicherheit von äußerster Wichtigkeit für Luftfahrzeug-Lager ist, kann ihre Lebensdauer dann als beendet angesehen werden, unabhängig davon, wie begrenzt die Rostbildung ist. Deshalb werden unter dem Gesichtspunkt der Korrosionsbeständigkeit Luftfahrzeug-Lager vorzugsweise aus rostfreien Stahl-Materialien hergestellt.

Die konventionellen rostfreien Stahl-Materialien wie SUS440C weisen jedoch bei erhöhten Temperaturen keine befriedigende Härte auf und sind deshalb für die Verwendung als Lager-Materialien in Luftfahrzeug-Motoren nicht geeignet. Ein weiteres Problem, das bei dem angegebenen Typ von rostfreien Stählen auf Martensit-Basis mit hohem Kohlenstoff-Gehalt auftritt, besteht darin, daß dann, wenn sie bei einer hohen Temperatur angelassen werden, das Chrom in der Matrix als Carbid ausfällt, wodurch ihre Korrosionsbeständigkeit beträcht-

lich beeinträchtigt (vermindert) wird.

Ein erstes Ziel der Erfindung besteht daher darin, Wälzlager mit einem verbesserten Leistungsvermögen bereitzustellen, die aus einsatzgehärteten rostfreien Stählen hergestellt sind, die verbessert sind in bezug auf die Korrosionsbeständigkeit, die Wälz-Ermüdungsbeständigkeit (-Dauerfestigkeit) und die Verschleißfestigkeit im Vergleich zu den konventionellen rostfreien Stählen auf Martensit-Basis, und die auch eine hohe Kern-Zähigkeit aufweisen.

Zweites Ziel der Erfindung ist es außerdem, Wälzlager bereitzustellen, die nicht nur eine befriedigende Korrosionsbeständigkeit, sondern auch ein besseres Leistungsvermögen in bezug auf andere Aspekte, beispielsweise die Wälz-Ermüdungsbeständigkeit bei hoher Temperatur und die Kernfestigkeit (Kernzähigkeit) unter Ringzugspannung aufweisen, wodurch ein ausgezeichnetes Leistungsvermögen bei ihrer Verwendung in Luftfahrzeugen gewährleistet ist.

Das erste Ziel der Erfindung kann erreicht werden mit einem Wälzlager, das einen inneren Laufring, einen äußeren Laufring und Wälzelemente (Wälzkörper) aufweist, bei dem mindestens ein Element, ausgewählt aus der Gruppe innerer Laufring, äußerer Laufring und Wälzkörper, aus einem Legierungsstahl hergestellt ist, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,5 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si und zum Rest aus Fe und zufälligen Verunreinigungselementen, wobei die Beziehung zwischen den C- und Cr-Gehalten der Bedingung genügt:

$$0,04 \text{ Cr (Gew.-%)} - 0,39 \leq C \text{ (Gew.-%)} \leq -0,05 \text{ Cr (Gew.-%)} + 1,41,$$

wobei dieses mindestens ein Element eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrierung oder Carbonitrierung bei einer Temperatur unterhalb A_{c1} , anschließendes Erhitzen auf eine Temperatur von 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperaturbehandlung (unter 0°C) und Anlassen erzeugt worden ist.

Das erste Ziel der Erfindung kann auch erreicht werden mit einem Wälzlager, das einen inneren Laufring, einen äußeren Laufring und Wälzelemente (Wälzkörper) umfaßt, wobei mindestens ein Element aus der Gruppe innerer Laufring, äußerer Laufring und Wälzkörper aus einem Legierungsstahl hergestellt ist, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,5 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si, 0,05 bis weniger als 0,2 Gew.-% N und zum Rest aus Fe und zufälligen Verunreinigungs-Elementen, wobei die Beziehung zwischen den C-, Cr- und N-Gehalten der Bedingung genügt:

$$0,04 \text{ Cr\%} - 0,83 \text{ N\%} - 0,39 \leq C\% \leq -0,05 \text{ Cr\%} + 1,41$$

und wobei diese mindestens ein Element eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrierung oder Carbonitrierung bei einer Temperatur unterhalb A_{c1} , anschließendes Erhitzen auf eine Temperatur von 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperatur-Behandlung (unter 0°C) und Anlassen erzeugt worden ist, wobei die genannte Oberflächenschicht 0,05 bis 1,2 Gew.-% N und 0,45 bis 1,5 Gew.-% C + N enthält.

Außerdem kann das zweite Ziel der Erfindung erreicht werden durch ein Wälzlager mit einem verbesserten Leistungsvermögen, das für die Verwendung unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen geeignet ist, wie sie während des Betriebs von Luftfahrzeug-Düsenmotoren oder -Gasturbinen anzutreffen sind, und das umfaßt einen inneren Laufring, einen äußeren Laufring und Wälzelemente (Wälzkörper), das dadurch gekennzeichnet ist, daß mindestens ein Element aus der Gruppe innerer Laufring, äußerer Laufring und Wälzkörper aus einem Legierungsstahl hergestellt ist, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,3 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si, 0,4 bis 3,0 Gew.-% Mo, 0,4 bis 2,0 Gew.-% V, 1,0 bis 3,5 Gew.-% Ni, 1,0 bis 10,0 Gew.-% Co, weniger als 0,2 Gew.-% N und zum Rest aus Fe und zufälligen Verunreinigungs-Elementen, das außerdem dadurch charakterisiert ist, daß [eq1] oder eine Gleichung, die den Gehalt (Gew.-%) mindestens eines Elements zur Beschleunigung der Bildung von Ferrit in dem Basismaterial repräsentiert, und [eq2] oder eine Gleichung, die den Gehalt (Gew.-%) mindestens eines Elements zur Beschleunigung der Bildung von Austenit in dem Basismaterial repräsentiert, der folgenden Beziehung untereinander genügen:

$$[\text{eq2}] \geq 0,04 \times [\text{eq1}] - 0,39 \quad (1)$$

worin $[\text{eq1}] = \text{Cr\%} + \text{Si\%} + 1,5 \text{ Mo\%} + 3,5 \text{ V\%}$;

$[\text{eq2}] = \text{C\%} + 0,83 \text{ N\%} + 0,05 (\text{Co} + \text{Ni})\% + 0,12 \text{ Mn\%}$

und das außerdem dadurch charakterisiert ist, daß es eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrieren oder Carbonitrieren bei einer Temperatur unterhalb A_{c1} , anschließendes Erhitzen auf 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperatur-Behandlung (unter 0°C) und ein Anlassen erzeugt worden ist, wobei die genannte Oberflächenschicht 0,15 bis 1,2 Gew.-% N und 0,45 bis 1,5 Gew.-% C + N enthält.

Die Erfindung wird nachstehend unter Bezugnahme auf die beiliegenden Zeichnungen näher erläutert. Es zeigen:

Fig. 1 ein Diagramm, das die erfindungsgemäßen Bereiche der C und Cr-Gehalte für den Fall, daß der N-Gehalt praktisch 0 ist, angibt;

Fig. 2 ein Diagramm, das die erfindungsgemäßen Bereiche der C- und Cr-Gehalte für den Fall, daß N darin enthalten ist, angibt;

Fig. 3-1 ein Diagramm, welches das Verfahren zur Wärmebehandlung (Vergütung) von erfindungsgemäßen Proben unter der Bedingung A darstellt;

Fig. 3-2 ein Diagramm, welches das Verfahren zur Wärmebehandlung (Vergütung) von erfindungsgemäßen

Proben unter der Bedingung B darstellt,

Fig. 4 einen experimentellen Aufbau einer 2-Zylinder-Verschleißtest-Vorrichtung in schematischer Form,

Fig. 5 ein Diagramm, das die Ergebnisse der Messung auf Anodenpolarisationskurven für zwei erfindungsge-
mäßige rostfreie Stähle und einen Vergleichs-rostfreien Stahl zeigt;

Fig. 6 ein Diagramm, das zeigt, wie die Bildung von δ -Ferrit von der Korrelation zwischen [eq1] und [eq2]
abhängt; und

Fig. 7 ein Diagramm, das zeigt, wie die Hochtemperatur-Ermüdungsbeständigkeit von Lagern durch die
Gehalte von (Co + Ni) in % und (Mo + V) in % bestimmt wird.

Die Erfindung wird nachstehend anhand bevorzugter Ausführungsformen näher beschrieben.
Die Erfinder der vorliegenden Erfindung haben Versuche durchgeführt, in denen der Kohlenstoffgehalt, der,
wenn er in einer erhöhten Menge enthalten ist, grobe eutektische Carbide bilden würde unter Beeinträchtigung
der verschiedenen Fähigkeiten von Stählen, vermindert wurde und als Kompensation Stickstoff, der ebenfalls
eine Verfestigungswirkung auf eine feste Lösung hat, zugegeben wurde; die Erfinder untersuchten die potentiell-
len Effekte der Gehalte von Stickstoff, Kohlenstoff und anderen Legierungs-Komponenten auf die Beständig-
keit gegen Korrosion und Verschleiß. Als Ergebnis wurde gefunden, daß dann, wenn Stickstoff zugegeben
wurde, um den verringerten Kohlenstoff-Gehalt zu kompensieren, die Bildung von groben eutektischen Carbi-
den verzögert werden konnte und daß daher die Korrosionsbeständigkeit signifikant verbessert wurde gegen-
über konventionellen rostfreien Stählen und auch nach dem Anlassen bei hohen Temperaturen oberhalb 400° C
aufrechterhalten werden konnte, und daß die Bildung von feinkörnigen Nitriden zur Erzielung einer erhöhten
Verschleißfestigkeit beitrug. Außerdem konnte durch den verminderten Kohlenstoff-Gehalt auch die Bildung
von eutektischen Carbiden verzögert werden, was den zusätzlichen Vorteil bietet, daß die Zähigkeit und die
Ermüdungsbeständigkeit verbessert werden.

Andererseits wurde gefunden, daß wegen der sehr geringen Löslichkeit von Stickstoff in geschmolzenem
Stahl die Zugabe von mehr als 0,2 Gew.-% Stickstoff schwer zu erzielen war bei Anwendung des konventionel-
len Stahlherstellungsverfahrens an der Luft. Zur Herstellung von Stählen, die mehr als 0,2 Gew.-% Stickstoff
enthalten, ist eine Anlage erforderlich, welche die Durchführung der Stahl-Herstellungsarbeitsgänge unter einer
Hochdruck-Stickstoffatmosphäre ermöglicht und dies führt zu einer beträchtlichen Erhöhung der Produktions-
kosten. Außerdem werden dann, wenn eine große Menge Stickstoff in den geschmolzenen Stahl bei Atmosphä-
rendruck eingepreßt wird, Luftblasen in der erstarrenden Schmelze gebildet und es kann eine Reihe von
Hohlräumen den Stahlblöcken einverleibt werden. Deshalb ist bei konventionellen Raffinierungsverfahren die
Zugabe von Stickstoff auf weniger als 0,2 Gew.-% beschränkt.

Es sei darauf hingewiesen, daß aus der deutschen Patentpublikation DE 40 33 705 C2 ein Verfahren bekannt
ist, bei dem Stähle in einer stickstoffhaltigen Atmosphäre, wie Ammoniak oder Stickstoffgas, bei Temperaturen
oberhalb A_{c1} so nitriert werden, daß mehr als 0,2 Gew.-% Stickstoff einer Oberflächenschicht einverleibt
werden. In diesem Patent werden jedoch keinerlei Erwägungen in bezug auf die Korrelation zwischen dem
Cr-Gehalt und jedem der C- und N-Gehalte, welche die Korrosionsbeständigkeit beeinflussen, oder in bezug auf
die Effekte, die diese Legierungs-Elemente auf die Ermüdungsbeständigkeit und die Verschleißfestigkeit haben,
angestellt.

Andererseits kann die Härte von HRC 58 und darüber, die für einen erfolgreichen Einsatz der Lager erforder-
lich ist, nicht erzielt werden, wenn der Gesamtgehalt an Kohlenstoff und Stickstoff nicht mehr als 0,45 Gew.-%
beträgt. Deshalb folgt daraus natürlich, daß dann, wenn der Stickstoff-Gehalt unterhalb des oberen Grenzwertes
von 0,2 Gew.-% liegt, der Kohlenstoff in einer Menge von mehr als 0,25 Gew.-% darin enthalten sein sollte. Eine
weitere Erhöhung der Härte kann nur erzielt werden durch Einarbeitung von mehr Kohlenstoff, um verfügbare
Carbid-Präzipitate zu erzeugen. Wenn jedoch mehr als 0,5 Gew.-% Kohlenstoff darin enthalten sind, besteht die
Gefahr, daß sich während der Erstarrung (Verfestigung) grobe eutektische Carbide bilden, welche die Korro-
sionsbeständigkeit und Zähigkeit in nachteiliger Weise beeinflussen.

Deshalb wird zur Verbesserung dieser Eigenschaften der Kohlenstoffgehalt, der für die Korrosionsbeständig-
keit nachteilig ist, vorzugsweise herabgesetzt, um dadurch die Bildung von eutektischen Carbiden zu verzögern,
während gleichzeitig Stickstoff zugegeben wird, der nicht nur günstig für die Korrosionsbeständigkeit ist,
sondern auch dadurch charakterisiert, daß er ebenso wirksam ist wie Kohlenstoff bei der Martensithärtung der
festen Lösung.

Im Lichte dieser Tatsachen haben die Erfinder der vorliegenden Erfindung Untersuchungen durchgeführt, um
ein wirksames Verfahren zur Stickstoff-Zugabe zu entwickeln und sie haben einsatzgehärtete rostfreie Stähle
hergestellt durch Nitrierung oder Carbonitrierung, so daß diese verbessert wurden und ein besseres Leistungs-
vermögen aufwiesen.

Die Nitrierungs- oder Carbonitrierungs-Behandlungen bei der Wärmebehandlungstechnologie gemäß Stand
der Technik umfassen das nitrierende Tufft-Riding, die Gas-Weichnitrierung und die Plasma-Carbonitrierung.
Bei den üblichen Behandlungen bei Temperaturen unterhalb A_{c1} wird die nitrierte Oberflächenschicht mit
harten Schichten (Hv > 1000) aus Verbindungen, wie Fe_4N , Fe_2N , Fe_3N , CrN und Cr_2N , bedeckt, so daß sie eine
hohe Verschleißfestigkeit aufweist.

Die Schichten dieser Stickstoff-Verbindungen sind jedoch nicht dicker als etwa 50 bis 150 μm und bei dem
zulässigen Abrieb von Lagern, der in der Regel in der Größenordnung von 100 bis 150 μm liegt, ist es extrem
schwierig, zu gewährleisten, daß die harten Schichten in diesem Bereich, der sich von der Oberfläche eines
Endprodukts bis zu einer Tiefe von 0,022 Da (Da = der Durchmesser jedes Wälzkörpers) erstreckt, aufrechter-
halten werden, was der Position der maximalen Scherspannung entspricht. Außerdem sind die Schichten aus
diesen Stickstoff-Verbindungen so stark verarmt an dem Cr in der Matrix, daß ihre Korrosionsbeständigkeit
deutlich beeinträchtigt (verschlechtert) wird.

Es wurde ferner gefunden, daß zur Durchführung der Nitrierung in dem Austenit-Bereich (1100 bis 1250° C)

unter Verwendung einer Ammoniak- oder Stickstoffgasatmosphäre ein Stickstoffgas mit einer extrem hohen Reinheit verwendet werden mußte, wodurch nicht nur die Produktionsrate gesenkt wurde, sondern es darüber hinaus auch schwierig war, den Stickstoff-Gehalt zu erhöhen wegen des geringen Stickstoffpotentials (Stickstoff im Gleichgewicht in fester Lösung) der stickstoffhaltigen Atmosphäre. Der Stickstoff in der festen Lösung im Gleichgewichtszustand hängt von dem Stickstoffpartialdruck und der Temperatur oder den Gehalten an Cr und anderen Legierungs-Komponenten des Stahls ab und er kann erhöht werden durch HIP und andere Verfahren zur Erhöhung des Stickstoffpartialdruckes; dies ist jedoch vom Standpunkt der Produktivität aus betrachtet nicht bevorzugt. Es wurde außerdem gefunden, daß eine längere Nitrierung in dem Austenit-Bereich (1100 bis 1250°C) ein Wachsen und eine Vergrößerung der Austenit-Körnchen verursachte, wodurch die Festigkeit des Stahls vermindert wurde.

Unter diesen Umständen haben die Erfinder der vorliegenden Erfindung Versuche durchgeführt, in denen die Nitrierung (oder Carbonitrierung) wie in dem konventionellen Verfahren auf Temperaturen unterhalb A_{c1} angewendet wurde, und außerdem wurde anschließend eine weitere Stickstoff-Diffusion bei Temperaturen oberhalb A_{c1} angewendet. Die Erfinder haben auch die Effekte der Gehalte an Stickstoff und Kohlenstoff und anderen Legierungs-Komponenten untersucht, die in bezug auf die Beständigkeit gegen Korrosion und Verschleiß hervorgerufen wurden.

Als Ergebnis wurden die folgenden Beobachtungen gemacht: wenn ein Legierungsstahl mit der angegebenen Zusammensetzung bei Temperaturen unterhalb A_{c1} nitriert wurde, um die Stickstoff-Konzentration in der Oberflächenschicht zu erhöhen (d. h. Stickstoff-Verbindungen zu bilden), woran sich ein Halten der Temperatur bei 900 bis 1200°C anschloß, konnte innerhalb eines vergleichsweise kurzen Zeitraums eine Stickstoff-Diffusion erzielt werden; außerdem verzögern die feinkörnigen Nitride, die während der Nitrierung oder während der Stickstoff-Diffusion gebildet werden, z. B. CrN , Cr_2N , VN und Mo_2N , die zu einem "Pinning"-Effekt beitragen, das Wachstum von Austenit-Körnchen und als Folge der sich daran anschließenden Härtung wurden feine Nitrid-Kristall-Körnchen gebildet unter Verbesserung der Ermüdungsfestigkeit des Stahls; aber was noch wichtiger ist, es konnte eine zufriedenstellende Korrosionsbeständigkeit erzielt werden durch Einstellung der Stickstoff- und Kohlenstoff-Konzentrationen auf geeignete Gehalte.

Wie bereits erwähnt, wird dann, wenn der Kohlenstoff-Gehalt vermindert wird, die Bildung von eutektischen Carbiden verzögert, andererseits nimmt jedoch die Chance der Bildung von δ -Ferrit, der die Kern-Festigkeit in nachteiliger Weise beeinflußt, zu. In der Annahme, daß einige Elemente die Austenit-Bildung beschleunigen würden (d. h. die Bildung von δ -Ferrit verzögern würden), während andere die Bildung von δ -Ferrit beschleunigen würden, haben die Erfinder der vorliegenden Erfindung untersucht, wie die Bildung von δ -Ferrit durch die Korrelation zwischen den Gehalten der verschiedenen Elemente einschließlich Kohlenstoff und Chrom beeinflußt wird. Als Ergebnis wurde gefunden, daß die Bildung von δ -Ferrit verzögert werden konnte durch Sicherstellung, daß die Wechselbeziehung zwischen den Gehalten der angegebenen Elemente einem bestimmten mathematischen Ausdruck genügt; die vorliegende Erfindung beruht auf diesem Ergebnis.

Das erste Ziel der vorliegenden Erfindung kann somit erreicht werden durch ein Wälzlager, das umfaßt einen inneren Laufring, einen äußeren Laufring und Wälzelemente (Wälzkörper), das dadurch gekennzeichnet ist, daß mindestens ein Element, ausgewählt aus dem inneren Laufring, dem äußeren Laufring und den Wälzelemente (Wälzkörpern), aus einem Legierungsstahl hergestellt ist, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,5 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si und zum Rest aus Eisen und zufälligen Verunreinigungselementen, das außerdem dadurch charakterisiert ist, daß [eq1] oder eine Gleichung, die den Gehalt (Gew.-%) mindestens eines Elements zur Beschleunigung der Bildung von Ferrit in dem Grundmaterial repräsentiert, und [eq2] oder eine Gleichung, die den Gehalt (Gew.-%) mindestens eines Elements zur Beschleunigung der Austenit-Bildung in dem Grundmaterial repräsentiert, der folgenden Beziehung untereinander genügen:

$$[eq2] \geq 0,04 \times [eq1] - 0,39 \quad (1)$$

und das außerdem dadurch charakterisiert ist, daß es eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrierung oder Carbonitrierung bei einer Temperatur unterhalb A_{c1} , anschließendes Erhitzen auf eine Temperatur von 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperatur-Behandlung (unter 0°C) und Anlassen erzeugt worden ist.

Bei einer Ausführungsform der Erfindung stellen [eq1] und [eq2] die Gehalte (Gew.-%) von Cr bzw. C dar und sie genügen der Korrelation, ausgedrückt durch die Formel (1). Dies ist wirkungsvoll in bezug auf die Verzögerung der Bildung von δ -Ferrit.

Bei einer anderen Ausführungsform stellen [eq1] und [eq2] die Prozentgehalte von Cr bzw. C dar und sie genügen nicht nur der Korrelation, ausgedrückt durch die Formel (1), sondern auch der folgenden Korrelation:

$$[eq2] \leq -0,05 \times [eq1] + 1,41 \quad (2)$$

Dies ist wirkungsvoll in bezug auf die Verzögerung nicht nur der Bildung von δ -Ferrit, sondern auch der Bildung von eutektischen Carbiden.

Bei einer weiteren Ausführungsform enthält das Grundmaterial 0,05 bis weniger als 0,2 Gew.-% N, [eq1] stellt den Gehalt (Gew.-%) an Cr dar, [eq2] stellt den Gehalt an C (Gew.-%) + 0,83 N (Gew.-%) dar, wobei die beiden Gleichungen nicht nur der Korrelation, ausgedrückt durch die Formel (1), sondern auch der folgenden Korrelation genügen:

$$C\% \leq -0,05 Cr\% + 1,41 \quad (2')$$

und die Oberflächenschicht enthält 0,05 bis 1,2 Gew.-% N und 0,45 bis 1,5 Gew.-% C + N. Somit ist in dem Legierungsstahl, aus dem die erfindungsgemäßen Wälzlager hergestellt sind, der Teil von C, der vom Standpunkt der Korrosionsbeständigkeit aus nachteilig ist, ersetzt durch N, der eine vergleichsweise hohe Vefestigungswirkung auf die feste Lösung hat und als Folge davon wird die Korrosionsbeständigkeit des Wälzlagers deutlich verbessert, so daß es aufgewertet wird und ein noch besseres Leistungsvermögen aufweist.

Die Erfinder der vorliegenden Erfindung haben ihre Untersuchungen zur weiteren Verbesserung des Leistungsvermögens von Wälzlagern eines Typs, wie er unter ungünstigen (Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-) Bedingungen verwendet wird, wie sie während des Betriebs bei Luftfahrzeug-Düsenmotoren und -Gasturbinen auftreten, fortgesetzt. Als Ergebnis haben sie gefunden, daß durch Zugabe geeigneter Mengen an Ni und Co zu dem Grundmaterial des Lagers die Bildung von δ -Ferrit verzögert wurde und daß somit der Gehalt an Kohlenstoff, der für die Korrosionsbeständigkeit nachteilig war, wirksam herabgesetzt werden konnte zur Erzielung einer besseren Korrosionsbeständigkeit. Die Erfinder haben außerdem gefunden, daß der Gesamtgehalt an Ni und Co wichtig ist, die Elemente darstellen, welche zu einer Verfestigung der festen Lösung der Matrix in der Lage sind, ebenso wie der Gesamtgehalt an Mo und V, die nicht nur direkt in die Matrix eindringen, um die Verfestigung der festen Lösung zu bewirken, sondern die auch Carbide oder Nitride bilden, die zu der Ausscheidungshärtung der Mikrostruktur beitragen; wenn diese zwei Arten von Gesamtgehalten auf geeignete Werte eingestellt wurden, wies das Lager zufriedenstellende Lebensdauer-Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen auf; der zweite Aspekt der vorliegenden Erfindung beruht auf diesem Ergebnis.

Das zweite Ziel der Erfindung kann somit erreicht werden durch ein Wälzlager mit einem verbesserten Leistungsvermögen, das geeignet ist für die Verwendung unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen, wie sie während des Betriebs von Luftfahrzeug-Düsenmotoren oder -Gasturbinen anzutreffen sind, und das einen inneren Lauftring, einen äußeren Lauftring und Wälzelemente (Wälzkörper) umfaßt, das dadurch gekennzeichnet ist, daß mindestens ein Element, ausgewählt aus dem inneren Lauftring, dem äußeren Lauftring und den Wälzelemente (Wälzkörpern), aus einem Legierungsstahl hergestellt ist, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,3 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si, 0,4 bis 3,0 Gew.-% Mo, 0,4 bis 2,0 Gew.-% V, 1,0 bis 3,5 Gew.-% Ni, 1,0 bis 10,0 Gew.-% Co, weniger als 0,2 Gew.-% N und zum Rest aus Fe und zufälligen Verunreinigungselementen, das auch dadurch gekennzeichnet ist, daß [eq1] oder eine Gleichung, die den Gehalt (Gew.-%) mindestens eines Elements zur Beschleunigung der Ferrit-Bildung in dem Grundmaterial repräsentiert, und [eq2] oder eine Gleichung, die den Gehalt (Gew.-%) mindestens eines Elements zur Beschleunigung der Austenit-Bildung in dem Grundmaterial repräsentiert, der folgenden Beziehung untereinander genügen:

$$[\text{eq2}] \geq 0,04 \times [\text{eq1}] - 0,39 \quad (1)$$

35 worin $[\text{eq1}] = \text{Cr}\% + \text{Si}\% + 1,5 \text{ Mo}\% + 3,5 \text{ V}\%$; $[\text{eq2}] = \text{C}\% + 0,83 \text{ N}\% + 0,05 (\text{Co} + \text{Ni})\% + 0,12 \text{ Mn}\%$

und das außerdem dadurch gekennzeichnet ist, daß es eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrierung oder Carbonitrierung bei einer Temperatur unterhalb A_{c1} , anschließendes Erhitzen auf 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperatur-Behandlung (unter 0°C) und Anlassen erzeugt worden ist, wobei die genannte Oberflächenschicht 0,15 bis 1,2 Gew.-% N und 0,45 bis 1,5 Gew.-% C + N enthält.

40 So wird gemäß dem zweiten Aspekt der Erfindung, der die Herstellung von Wälzlagern betrifft, die nicht nur eine hohe Korrosionsbeständigkeit aufweisen, sondern auch geeignet sind für die Verwendung in Flugzeugen unter Hochgeschwindigkeits- und Hochtemperatur-Bedingungen, ein Teil des Kohlenstoffs in den rostfreien Stählen, die als Grundmaterialien verwendet werden, der die Korrosionsbeständigkeit in nachteiliger Weise beeinflusst, ersetzt durch Stickstoff, um so den Kohlenstoff-Gehalt so einzuschränken, daß er innerhalb eines spezifischen Bereiches liegt, und als Folge davon wird bei den so behandelten rostfreien Stählen die Korrosionsbeständigkeit signifikant verbessert gegenüber den konventionellen Typen auf Martensit-Basis. Außerdem verbessert die Ausscheidungshärtungswirkung der Nitride von Elementen wie Mo und V und die Matrix-Ausscheidungshärtungswirkung von Co und Ni in einer festen Lösung nicht nur die Hochtemperatur-Eigenschaften der 45 rostfreien Stähle, sondern verleiht ihnen auch eine hohe Kernfestigkeit unter Biegezugspannung, wodurch Wälzlager mit einem verbesserten Leistungsvermögen erhalten werden, die mit Vorteil unter ungünstigen (Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-) Bedingungen verwendet werden können.

Die erfindungsgemäßen Wälzlager, wie sie vorstehend beschrieben wurden, können bei hohen Temperaturen von 400 bis 600°C angelassen werden. Im Vergleich zu den konventionellen rostfreien Stählen auf Martensit-Basis, die nur aus Carbiden bestehen, bietet der rostfreie Stahl, aus dem die erfindungsgemäßen Wälzlager 55 hergestellt sind und in dem ein Teil des Kohlenstoff-Gehalts durch Stickstoff in fester Lösung ersetzt ist, den Vorteil, daß beim Anlassen bei hohen Temperaturen die feinkörnigen Nitride einer sekundären Ausscheidung unterliegen können, wodurch die Cr-Menge, die aus der Matrix des Lagers verloren geht, herabgesetzt wird und seine Korrosionsbeständigkeit entsprechend verbessert wird, während gleichzeitig die Lebensdauer des Lagers bei hoher Temperatur verlängert wird.

60 Es sei daran erinnert, daß in den erfindungsgemäßen Wälzlagern unter dem Begriff "Oberflächenschicht" der Bereich eines fertigen (bearbeiteten) Teils, beispielsweise ein Wälzelement (Wälzkörper) mit einem Durchmesser Da, ein innerer Lauftring oder ein äußerer Lauftring zu verstehen ist, der sich von der Oberfläche bis zu einer Tiefe von 0,022 Da oder von 2,2% des Durchmessers des Wälzelements (Wälzkörpers) erstreckt. Dieser Bereich entspricht der Position der maximalen Scherspannung.

65 Nachstehend werden verschiedene Ausführungsformen der Erfindung näher beschrieben. Zunächst werden die Wirkungen der jeweiligen Legierungs-Komponenten, die in den erfindungsgemäßen Wälzlagern verwendet werden sollen, sowie die Gründe dafür, warum ihre Gehalte so eingeschränkt sind, daß

sie innerhalb bestimmter Bereiche liegen, und ihr kritischer Charakter erläutert.

$$C \leq 0,5 \text{ Gew.}\%$$

Kohlenstoff (C) ist ein Element, das in der Matrix Martensit bildet, wodurch deren Festigkeit erhöht wird, und er ist in der Lage, die Bildung von δ -Ferrit, der für die Zähigkeit schädlich ist, zu verzögern. Vom Standpunkt der Korrosionsbeständigkeit aus betrachtet ist der Kohlenstoff-Gehalt jedoch vorzugsweise so gering wie möglich. Wenn sein Gehalt übermäßig hoch ist, tritt eine große Menge an Abschreck-Austenit in dem Kern auf, was gelegentlich zu einer Beeinträchtigung (Verschlechterung) der Dimensionsbeständigkeit führt. Ein weiteres Problem, das bei der Zugabe einer großen Menge Kohlenstoff auftritt, besteht darin, daß während der Stahl-Herstellung Cr grobe eutektische Carbide bildet und daß als Folge davon der Cr-Gehalt in der Matrix ungenügend wird, um eine zufriedenstellende Korrosionsbeständigkeit zu ergeben, und daß außerdem die Wälz-Ermüdungsbeständigkeit und die Zähigkeit beeinträchtigt (verschlechtert) werden. Insbesondere in dem Fall, daß Kohlenstoff in einer Menge von mehr als 0,5 Gew.-% zugegeben wird, werden eutektische Carbide gebildet und der Stahl hat die Neigung, eine geringere Korrosionsbeständigkeit aufzuweisen. Deshalb wird der Kohlenstoff-Gehalt auf einen Wert von weniger als 0,5 Gew.-%, vorzugsweise von nicht mehr als 0,4 Gew.-%, eingestellt. Vom Standpunkt der Korrosionsbeständigkeit aus betrachtet ist es besonders vorteilhaft, den Kohlenstoff-Gehalt bei 0,2 Gew.-% und darunter zu halten.

$$Cr = 8,0 \text{ bis } 20,0 \text{ Gew.}\%$$

Chrom (Cr) ist das wichtigste der Elemente, das Stählen Korrosionsbeständigkeit verleiht. Wenn der Cr-Gehalt weniger als 8,0 Gew.-% beträgt, kann keine gute Korrosionsbeständigkeit erhalten werden. Bei steigendem Cr-Gehalt wird die Korrosionsbeständigkeit von Stählen verbessert, andererseits bildet sich jedoch δ -Ferrit, der die Stähle versprödet und die Kernzähigkeit beeinträchtigt (verschlechtert). Deshalb wird der obere Grenzwert des Cr-Gehaltes auf 20,0 Gew.-% festgelegt. In bestimmten Fällen erniedrigt ein erhöhter Cr-Gehalt den Ms-Punkt, wodurch es unmöglich wird, nach dem Härten eine zufriedenstellende Härte zu gewährleisten; deshalb wird der obere Grenzwert des Cr-Gehaltes zweckmäßig auf 16 Gew.-% festgelegt. Vom Standpunkt der Korrosionsbeständigkeit aus betrachtet wird der untere Grenzwert des Cr-Gehaltes auf 10,0 Gew.-% festgelegt (eingestellt).

$$Mn = 0,1 \text{ bis } 1,5 \text{ Gew.}\%$$

Mangan ist ein Desoxidationsmittel und muß in einer Menge von mindestens 0,1 Gew.-% verwendet werden. Eine übermäßige Zugabe von Mn verschlechtert jedoch nicht nur die Schmiedbarkeit und Bearbeitbarkeit von Stählen, sondern beeinträchtigt auch ihre Korrosionsbeständigkeit durch das gleichzeitige Vorhandensein von Verunreinigungen wie S und P. Deshalb wird der obere Grenzwert des Mn-Gehaltes auf 1,5 Gew.-% eingestellt (festgelegt). Andererseits führt ein erhöhter Mn-Gehalt zu einer Zunahme der Menge an Abschreck-Austenit, wodurch es gelegentlich unmöglich wird, eine zufriedenstellende Härte nach der Härtung zu gewährleisten; deshalb wird der obere Grenzwert des Mn-Gehaltes zweckmäßig auf 0,8 Gew.-% eingestellt (festgelegt).

$$Si = 0,1 \text{ bis } 2,0 \text{ Gew.}\%$$

Silicium (Si) ist ebenfalls ein Desoxidationsmittel und muß in einer Menge von mindestens 0,1 Gew.-% verwendet werden. Silicium ist ebenfalls wirksam in bezug auf die Erzielung einer Beständigkeit gegen Entfestigung beim Anlassen. Eine übermäßige Zugabe von Si setzt jedoch die Zähigkeit von Stählen herab. Deshalb wird der obere Grenzwert für Si auf 2,0 Gew.-% festgelegt.

$$Mo = 0,40 \text{ bis } 3,0 \text{ Gew.}\%$$

Molybdän (Mo) ist ein Element, das eine deutliche Zunahme der Härtebarkeit und eine Beständigkeit gegen Entfestigung beim Anlassen ergibt; es ist auch in der Lage, die Lochfraß-Beständigkeit deutlich zu verbessern. Molybdän bietet den weiteren Vorteil, daß es Nitride bilden, die eine erhöhte Festigkeit ergeben. Insbesondere im Fall von Lagern, die unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen verwendet werden sollen, wie beispielsweise Luftfahrzeug-Lager, wird Mo in einer Menge von mindestens 0,40 Gew.-%, vorzugsweise von mindestens 0,45 Gew.-%, zugegeben. Eine übermäßige Zugabe von Mo setzt jedoch die Zähigkeit und Bearbeitbarkeit von Stählen herab und deshalb wird der obere Grenzwert des Mo-Gehaltes auf 3,0 Gew.-% festgelegt.

$$V = 0,40 \text{ bis } 2,0 \text{ Gew.}\%$$

Vanadin (V) ist ein sehr wirksames nitridbildendes Element. Vanadinnitride sind schwierig aufzulösen und sie rufen eine Sekundärhärtung während des Anlassens hervor, wodurch nicht nur die Ausscheidung von Cr-Nitriden verzögert wird, sondern auch die Festigkeit von Stählen verbessert wird. Deshalb wird insbesondere im Falle von Lagern, die unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen verwendet werden sollen, wie sie beispielhaft für Luftfahrzeug-Lager sind, V in einer Menge von mindestens 0,40 Gew.-%, vorzugsweise von mindestens 0,45 Gew.-%, zugegeben. Die übermäßige Zugabe von V setzt jedoch die Zähigkeit und Bearbeitbarkeit von Stählen herab und deshalb wird der obere Grenzwert für V auf 2,0 Gew.-% festgelegt.

N in dem Kern

Wie bereits erwähnt, wird dann, wenn der C-Gehalt von Stählen mit hohem Chrom-Gehalt zu gering ist, Ferrit gebildet, der gelegentlich die Zähigkeit von Stählen beeinträchtigt (verschlechtert); deshalb ist C vom Festigkeits- Standpunkt aus betrachtet wichtig. Andererseits ist vom Gesichtspunkt der Korrosionsbeständigkeit aus betrachtet C nachteilig und sein Gehalt ist vorzugsweise so gering wie möglich. Deshalb wird der Legierungsstahl, der in den erfindungsgemäßen Wälzlager verwendet werden soll, hinsichtlich seiner Leistungsvermögens verbessert durch Ersatz eines Teils des Kohlenstoff-Gehaltes durch Stickstoff, der ebenfalls eine Verfestigungswirkung auf eine feste Lösung hat. Stickstoff (N) ist nicht nur einfach ein Element, das zu einer verbesserten Korrosionsbeständigkeit beiträgt; wenn der C-Gehalt hoch ist, verzögert N die Bildung von groben primären eutektischen Carbiden und umgekehrt bewirkt dann, wenn der C-Gehalt niedrig ist, N eine wirksame Verzögerung der Ferrit-Bildung und erniedrigt die Umwandlungs-Temperatur, wodurch er zu einer verbesserten Kernung der Zähigkeit beiträgt. Es ist insbesondere erwähnenswert, daß die Zugabe von Stickstoff die Herabsetzung des Kohlenstoff-Gehaltes ermöglicht, wodurch er zu einer ausgeprägten Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit beiträgt. Ein weiterer Vorteil besteht darin, daß die Diffusionszeit zur Erzielung der erforderlichen Einsatzhärte abgekürzt werden kann. Um diese Vorteile auszunutzen, werden mindestens 0,05 Gew.-% N vorzugsweise in der Stufe der Stahl-Herstellung zugegeben; wenn jedoch 0,2 Gew.-% oder mehr zugegeben werden, entstehen Luftblasen, wenn der geschmolzene Stahl fest wird (erstarrt) und es kann eine Reihe von Hohlräumen in Stahlblöcke eingeführt werden; deshalb wird der obere Grenzwert des N-Gehaltes auf weniger als 0,2 Gew.-%, vorzugsweise auf 0,15 Gew.-%, festgelegt.

Einer der Gründe für den Ersatz von Kohlenstoff durch Stickstoff ist folgender: wenn rostfreie Stähle auf Martensit-Basis (z. B. die G- und H-Typen), die nur aus Carbiden bestehen, einer sekundären Ausscheidungshärtung durch heißes Anlassen (400 bis 600° C) unterworfen werden, gehen etwa 4 Atome des Metalls M in einem feinkörnigen Metallcarbid M_3C_3 (M kann stehen für Cr, Mo oder V) aus der Matrix pro Kohlenstoffatom verloren. Erfindungsgemäß wird ein Teil des Kohlenstoff-Gehaltes durch Stickstoff in fester Lösung ersetzt, so daß (Carbo)nitride die Form von CrN und Cr_2N (Cr kann V oder Mo sein) annehmen, wobei ein einzelnes Stickstoff(N)-Atom einem oder zwei metallischen Cr-Atomen zugeordnet ist. Das heißt mit anderen Worten, aus der Matrix des Lagers aus dem rostfreien Stahl aus Martensit-Basis, der nur aus Carbiden besteht, geht weniger Chrom-Gehalt verloren und die Korrosionsbeständigkeit des Lagers wird entsprechend verbessert. Außerdem sind Nitro(Carbide) korrosionsbeständiger als reine Carbide.

N und C + N in der Oberflächenschicht

Das erfindungsgemäße Lager weist unterschiedliche Stickstoff-Gehalte im Kern und in der Oberflächenschicht auf. Der hier verwendete Ausdruck "Oberflächenschicht" steht für den Bereich eines fertigen (bearbeiteten) Teils, beispielsweise eines Wälzelements (Wälzkörpers) mit einem Durchmesser Da, der sich von der Oberfläche bis zu einer Tiefe von 0,022 Da oder über 22% des Durchmessers Da (nachstehend als "22% Da-Tiefe" bezeichnet) erstreckt und dieser Bereich entspricht der Position der maximalen Scherspannung des fertigen Teils.

Wie Kohlenstoff ist Stickstoff in der Lage, nicht nur Martensit zu verfestigen, sondern auch die Beständigkeit von Stählen gegen Lochfraß und Verschleiß zu verbessern. Um eine Oberflächenhärte von mindestens HRC 58 durch Martensitverfestigung und sekundäre Härtung zu erzielen, müssen mindestens 0,05 Gew.-% Stickstoff in der Oberflächenschicht vorhanden sein. Um seine vollständige Wirkung zu entfalten, wird der Stickstoff vorzugsweise in einer Menge von mindestens 0,2 Gew.-% zugegeben. Wenn die N-Zugabe 1,2 Gew.-% übersteigt, wird die Korrosionsbeständigkeit des Stahls nicht mehr verbessert aufgrund des CrN , das noch in fester Lösung vorliegt oder alternativ bildet eine zu großer Anteil des N-Gehalts in fester Lösung eine große Menge Abschreck-Austenit, wodurch es unmöglich wird, eine zufriedenstellende Härte nach der Härtung zu erzielen. Selbst wenn der N-Gehalt innerhalb des angegebenen Bereiches liegt, wird keine Verbesserung der Korrosion erzielt, wenn der C-Gehalt 0,5 Gew.-% übersteigt. Vom Standpunkt der Korrosionsbeständigkeit aus betrachtet beträgt der Kohlenstoff-Gehalt der Oberflächenschicht vorzugsweise nicht mehr als 0,4 Gew.-%. Wenn der Gesamt-Gehalt an Kohlenstoff und Stickstoff (C+N)% in der Oberflächenschicht weniger als 0,45 Gew.-% beträgt, kann der Bereich, der die Oberflächenhärte von HRC 58 oder mehr aufweist, die für die erfindungsgemäßen Lager erforderlich ist, nicht bis zu der 22% Da-Tiefe gewährleistet werden, welche die erforderliche Tiefe der Oberflächenschicht ist.

Wenn der (C+N)%-Gehalt der Oberflächenschicht 1,5 Gew.-% übersteigt, liegt ein größerer Teil des Cr-Gehaltes als $(Fe,Cr)_3C_3$, $(Fe,Cr)_2C_3$ oder CrN vor und entweder nimmt der Cr-Gehalt der Matrix ab oder die Menge an Carbiden oder Nitriden nimmt zu, wodurch es unmöglich wird, daß sich ein stabiler Passivierungsfilm bildet, wodurch die Korrosionsbeständigkeit von Stählen beeinträchtigt (verschlechtert) wird, oder dann, wenn die Temperatur der Stickstoffdiffusion hoch ist, bildet sich eine große Menge Abschreck-Austenit, wodurch es gelegentlich unmöglich wird, eine zufriedenstellende Härte nach der Härtung zu erzielen. Deshalb ist der Gesamtgehalt an Kohlenstoff und Stickstoff in der Oberflächenschicht so begrenzt, daß er innerhalb des Bereiches von 0,45 bis 1,5 Gew.-% liegt.

Ni = 1,0 bis 3,5 Gew.-%

Nickel (Ni) ist ein sehr wirksames Austenit-stabilisierendes Element und verzögert nicht nur die Bildung von δ -Ferrit, sondern löst ihn auch in der Matrix unter Verbesserung der Zähigkeit des Stahls und verbessert seine Hochtemperatur-Eigenschaften. Deshalb wird insbesondere im Falle von Lagern, die unter Hochtemperatur-

und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen verwendet werden sollen, wie beispielsweise Luftfahrzeug-Lager, Ni in einer Menge von mindestens 0,1 Gew.-% zugegeben. Wenn jedoch Ni in einer mehr als erforderlichen Menge zugegeben wird, entsteht eine große Menge Abschreck-Austenit, wodurch es gelegentlich unmöglich wird, eine zufriedenstellende Härte nach der Härtung zu erzielen. Deshalb wird der obere Grenzwert des Ni-Gehaltes auf 3,5 Gew.-% festgelegt.

Co = 1,0 bis 10,0 Gew.-%

Wie Nickel ist auch Kobalt (Co) ein Austenit-stabilisierendes Element und verzögert nicht nur die Bildung von δ -Ferrit, sondern löst sich auch in der Matrix unter Verzögerung der Aggregation von Carbiden und verbessert die Hochtemperatur-Härte von Stählen. Deshalb wird insbesondere im Falle von Lagern, die unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen verwendet werden sollen, wie beispielsweise Luftfahrzeug-Lager, Co in einer Menge von mindestens 1,0 Gew.-% zugegeben. Wenn jedoch Co in einer übermäßig großen Menge zugegeben wird, wird nicht nur die Bearbeitbarkeit der Stähle beeinträchtigt, sondern es steigen auch die Herstellungskosten. Unter Berücksichtigung dieser Umstände wird der obere Grenzwert des Co-Gehaltes auf 10,0 Gew.-% festgelegt.

Mo + V = 0,8 bis 4,0 Gew.-%; Co + Ni = 2,0 Gew.-% bis weniger als 12,0 Gew.-%

Zusätzlich zu ihrer Verfestigungswirkung auf die feste Lösung vereinigen sich Molybdän (Mo) und Vanadin (V) mit C und N unter Bildung von Carbiden und Nitriden, die zu einer Ausscheidungs-Verfestigungswirkung beitragen. Deshalb sollten sie in solchen Mengen zugegeben werden, daß ihr Gesamtgehalt mindestens 0,8 Gew.-%, vorzugsweise mindestens 1,0 Gew.-%, beträgt. Wenn jedoch der Gesamtgehalt an Mo und V übermäßig hoch ist, besteht eine Neigung zur δ -Ferrit-Bildung und zusätzlich wird die Bearbeitbarkeit des Stahls beeinträchtigt. Deshalb wird der obere Grenzwert des Gehaltes an (Mo + V)% auf 4,0 Gew.-% festgelegt.

Kobalt (Co) und Nickel (Ni) verzögern die Bildung von δ -Ferrit, der für die Zähigkeit nachteilig ist; sie sind auch in der Lage zu einer festen Lösungs-Verfestigung der Matrix, um dadurch vorteilhafte Effekte in bezug auf die Ermüdungs-Beständigkeitseigenschaften des Stahls bei hoher Temperatur zu erzielen. Deshalb sollten Co und Ni in solchen Mengen zugegeben werden, daß ihr Gesamtgehalt mindestens 2,0 Gew.-%, vorzugsweise mindestens 2,5 Gew.-%, beträgt. Andererseits ist die Wirksamkeit von Co und Ni bei einem Gesamt-Gehalt von 12,0 Gew.-% gesättigt und es wird kein entsprechender Effekt erzielt, wenn mehr Co und Ni zugegeben werden; es wird vielmehr die Bearbeitbarkeit des Stahls beeinträchtigt (verschlechtert). Deshalb wird unter Berücksichtigung dieser Umstände und der Kosten der obere Grenzwert des Gehaltes an (Co + Ni)% auf weniger als 12,0 Gew.-% festgelegt.

Die Erfinder der vorliegenden Erfindung haben intensive Untersuchungen auf der Basis die Entdeckung gemacht, daß nicht nur die Ausscheidungshärtung durch Nitride und Carbide, sondern auch die feste Lösungs-Verfestigung der Matrix unerlässlich sind für den Zweck, die Ermüdungs-Beständigkeit von Lagern, insbesondere bei hohen Temperaturen, zu verbessern. Als Ergebnis wurde gefunden, daß ausgezeichnete Ermüdungsbeständigkeits-Eigenschaften bei hohen Temperaturen nur dann erzielt werden können, wenn Mo und V in einer Gesamtmenge von mindestens 0,8 Gew.-% enthalten sind und wenn Co und Ni in einer Gesamtmenge von mindestens 2,0 Gew.-% enthalten sind. Wenn eine dieser Bedingungen nicht erfüllt ist, ist entweder die Ausscheidungshärtungswirkung oder die feste Lösungs-Verfestigungswirkung unzureichend, um zufriedenstellende Ermüdungsbeständigkeits-Eigenschaften bei hoher Temperatur zu erzielen, die der Verwendung unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen, wie sie für Luftfahrzeuge erforderlich sind, standhalten können.

Nachstehend wird die Wechselbeziehung zwischen den Gehalten an den einzelnen Elementen in der Material-Zusammensetzung der erfindungsgemäßen Wälzlager erläutert.

Wechselseitige Beziehungen zwischen den Gehalten der einzelnen Elemente

Selbst wenn die Gehalte an den einzelnen Elementen und die Gesamt-Gehalte an Mo + V und Co + Ni den oben angegebenen Anforderungen genügen, können sich δ -Ferrit und eutektische Carbide bilden, wenn die Gehalte der einzelnen Elemente nicht den nachstehend angegebenen gegenseitigen Beziehungen genügen.

(I) Grundlagen

Kohlenstoff, der eines der Elemente ist, welche die Austenit-Bildung in dem Grundmaterial des Lagers beschleunigen können, kann δ -Ferrit oder eutektische Carbide bilden je nach Gehalt an Cr, das eines der Elemente ist, welche die Ferrit-Bildung in dem Grundmaterial beschleunigen.

Im Hinblick auf diese Tatsache besteht das Grundprinzip der vorliegenden Erfindung darin, die wechselseitige Beziehung zwischen den Gehalten an C und Cr anzugeben (festzulegen).

Insbesondere gilt, daß [eq1], bei dem es sich um eine Gleichung handelt, die den Gehalt an einem Element zur Beschleunigung der Ferrit-Bildung in dem Grundmaterial repräsentiert, und [eq2], bei dem es sich um eine Gleichung handelt, die den Gehalt eines Elements zur Beschleunigung der Austenit-Bildung in dem Grundmaterial repräsentiert, wie folgt miteinander verbunden sind:

$$[\text{eq2}] \geq 0,04 \times [\text{eq1}] - 0,39 \quad (1)$$

Im Prinzip gilt $[eq1] = Cr\%$ und $[eq2] = C\%$. Um die δ -Ferrit-Bildung zu verzögern, wird der untere Grenzwert des C-Gehalts (Gew.-%) so angegeben (festgelegt), daß er der folgenden Beziehung genügt:

$$C\% \geq 0,04 \times Cr\% - 0,39$$

5 Um die Bildung von eutektischen Carbiden (insbesondere im Falle eines hohen Cr-Gehaltes) zu verzögern, wird der obere Grenzwert des C-Gehaltes so angegeben (festgelegt), daß er der folgende Beziehung genügt:

$$C\% \leq 0,05 \times Cr\% + 1,41$$

10 (II) Fall der Verwendung von Lagern unter vergleichsweise milden Bedingungen (wie in Lebensmittelverarbeitungs-Vorrichtungen)

Je nach der gegenseitigen Beziehung zwischen den Gehalten an C und Cr können sich δ -Ferrit oder eutektische Carbide bilden. Im Gegensatz dazu ist Stickstoff (N) in der Lage, die Bildung von eutektischen Carbiden und von δ -Ferrit zu verzögern. Dieses Merkmal von Stickstoff kann dazu ausgenutzt werden, die Bildung von δ -Ferrit und von eutektischen Carbiden zu verzögern trotz der Abnahme des C-Gehaltes und der Zunahme des Cr-Gehaltes.

20 Auf der Basis dieser Beobachtung wird die Bildung von δ -Ferrit verzögert durch Inrelationsetzen des unteren Grenzwertes des C-Gehaltes in dem Grundmaterial des Lagers zu dem Cr-Gehalt und dem N-Gehalt des Grundmaterials (d. h. von N in dem Kern) wie folgt:

$$C\% \geq 0,04Cr\% - 0,83N\% - 0,39$$

25 Andererseits wird der obere Grenzwert des C-Gehaltes in dem Grundmaterial so festgelegt, daß er der folgenden Beziehung genügt:

$$C\% \leq -0,05Cr\% + 1,41$$

30 wie bereits weiter oben angegeben, vom Standpunkt der Verzögerung der Bildung von groben eutektischen Carbiden aus betrachtet. Wenn diese Bedingung erfüllt ist, kann auch eine Beeinträchtigung der Korrosionsbeständigkeit und der Ermüdungsbeständigkeit des Lagers als Endprodukt verhindert werden.

Die Fig. 1 zeigt einen Bereich, der innerhalb des erfindungsgemäßen Bereiches in bezug auf die Gehalte an Kohlenstoff C und Chrom Cr in dem Grundmaterial liegt; Fig. 2 zeigt ebenfalls einen Bereich, der innerhalb des erfindungsgemäßen Bereiches für den Fall liegt, daß Stickstoff N auch in dem Grundmaterial enthalten ist.

35 In jedem Fall wird der Bereich, der innerhalb des erfindungsgemäßen Bereiches liegt, nicht nur durch die oberen und unteren Grenzwerte der C- und Cr-Gehalte festgelegt sondern auch durch die oben angegebene Formel, um den C-Gehalt in Korrelation zu setzen mit den Gehalten an Cr und N. In den Fig. 1 und 2 steht die gerade Linie I für $C\% = -0,05Cr\% + 1,41$ und die Vergrößerung der eutektischen Carbide tritt in dem Bereich oberhalb dieser Linie auf, während sie auf und unterhalb dieser Linie verzögert wird. Die gerade Linie II in den Fig. 1 und 2 steht für $C\% = 0,04Cr\% - 0,83N\% - 0,39$, vorausgesetzt, daß sich die Fig. 1 auf den Fall bezieht, bei dem N im wesentlichen fehlt. Da angegeben ist, daß weniger als 0,2 Gew.-% Stickstoff erfindungsgemäß enthalten sein sollen, verschiebt sich die gerade Linie II mit der Änderung des N-Gehaltes innerhalb des angegebenen Bereiches (wenn der N-Gehalt zunimmt, verschiebt sich die Linie parallel nach unten aus der in der Fig. 1 angezeigten Position). Unterhalb der geraden Linie II bildet sich δ -Ferrit, während seine Bildung auf und oberhalb dieser Linie verzögert ist.

45 Zusammenfassend gilt, daß das erfindungsgemäße Wälzlager so angegeben ist, daß es bestimmte Mengen an C und Cr in mindestens einem Element enthält, das ausgewählt wird aus einem inneren Laufring, einem äußeren Laufring und Wälzelementen (Wälzkörpern), und die Bereiche der zulässigen Gehalte an C und Cr werden dargestellt durch den schraffierten Bereich in der Fig. 1 (falls N in dem Grundmetall nicht enthalten ist) oder in der Fig. 2 (falls N in der maximal zulässigen Menge enthalten ist).

50 Wie bereits angegeben, liegt ein vorteilhafter Bereich für den Cr-Gehalt bei 10 bis 16 Gew.-% und der Kohlenstoff-Gehalt in dem Grundmaterial beträgt zweckmäßig weniger als 0,4 Gew.-%, besonders zweckmäßig weniger als 0,3 Gew.-%.

55 (III) Lager, die insbesondere bestimmt sind für die Verwendung unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen mit der zusätzlichen Anforderung einer Korrosionsbeständigkeit (wie in einem Luftfahrzeug)

60 Für das Grundmaterial von Wälzlager, die unter diesen unwirtschaftlichen Bedingungen verwendet werden sollen, wird es als wesentlich angesehen, ihnen Mo, V, Ni und Co einzuverleiben, welche die Bildung von δ -Ferrit verzögern und in der Lage sind zu einer festen Lösungs-Verfestigung der Matrix, um vorteilhafte Effekte zu ergeben, insbesondere in bezug auf die Ermüdungsbeständigkeits-Eigenschaften bei hoher Temperatur. Durch Zugabe dieser Elemente in geeigneten Mengen wird die Bildung von δ -Ferrit verhindert unter Erzielung einer verbesserten Korrosionsbeständigkeit und außerdem kombinieren sich die feste Lösungs-Verfestigung der Matrix und die Ausscheidungshärtung der Mikrostruktur unter Erzielung ausgezeichneter Lebensdauer-Eigenschaften bei hoher Temperatur.

Auf der Basis dieser Beobachtungen ist das erfindungsgemäße Wälzlager, das verbessert ist in bezug auf das

Leistungsvermögen, so daß es insbesondere geeignet ist für die Verwendung unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen, dadurch charakterisiert, daß bezüglich des Grundmaterials mindestens eines Elements, ausgewählt aus einem inneren Lauftring, einem äußeren Lauftring und Wälzelementen (Wälzkörpern), nicht nur die Gehalt an den einzelnen Elementen, wie C, Cr, Mn, Si, Mo, V, Ni, Co und N angegeben sind, sondern auch [eq1], bei dem es sich um eine Gleichung handelt, die ein Element zur Beschleunigung der Ferrit-Bildung in dem Grundmaterial darstellt, und [eq2], bei dem es sich um eine Gleichung handelt, die den Gehalt an einem Element zur Beschleunigung der Austenit-Bildung in dem Grundmaterial darstellt, so eingestellt (festgesetzt) werden, daß sie insbesondere den folgenden Bedingungen entsprechen:

$$\begin{aligned} [\text{eq1}] &= \text{Cr}\% + \text{Si}\% + 1,5 \text{ Mo}\% + 3,5 \text{ V}\%; \\ [\text{eq2}] &= \text{C}\% + 0,83 \text{ N}\% + 0,05 (\text{Co} + \text{Ni})\% + 0,12 \text{ Mn}\% \end{aligned}$$

Außerdem stehen die beiden Gleichungen miteinander in Beziehung, so daß sie der bereits oben erwähnten Grundformel genügen:

$$[\text{eq2}] \geq 0,04 \times [\text{eq1}] - 0,39 \quad (1)$$

Kobalt, Nickel, Kohlenstoff, Stickstoff und Mangan sind Austenit-stabilisierende Elemente, während Chrom, Silicium, Molybdän und Vanadin Ferritstabilisierende Elemente darstellen. Wenn die Formel (1) nicht erfüllt ist, kann sich gelegentlich δ -Ferrit bilden, der nachteilig für die Zähigkeit ist. Das heißt mit anderen Worten, der Gehalt an Kohlenstoff, der nachteilig für die Korrosionsbeständigkeit ist, kann herabgesetzt werden durch Einarbeitung von Co, Ni und N in solchen Mengen, daß die Formel (1) erfüllt ist. Insbesondere Co und Ni lösen sich in der Matrix und verzögern die Aggregation von Carbiden, wodurch deutliche Verbesserungen in bezug auf die Hochtemperatur-Härte und die Zähigkeit der Oberflächenschicht erzielt werden; der Gehalt an (Co + Ni)% oder der Gesamtgehalt an Co und Ni beträgt vorzugsweise mindestens 2,0 Gew.-%.

Es wurde eine Reihe von Proben für das Grundmaterial der Lager hergestellt, wobei die jeweiligen Werte für [eq1] und [eq2] variiert wurden, und sie wurden auf die Bildung von δ -Ferrit hin überprüft. Die Ergebnisse sind in der Fig. 6 dargestellt, aus der zu ersehen ist, daß die δ -Ferrit-Bildung dadurch verhindert werden kann, daß gewährleistet wird, daß [eq1] und [eq2] miteinander in Beziehung stehen, so daß sie die Formel (1) erfüllen.

Beispiel 1

Nachstehend wird ein Beispiel für den ersten Aspekt der vorliegenden Erfindung näher beschrieben.

Als Grundmaterialien für die Herstellung von Wälzlagern wurden Stähle I bis M innerhalb des Rahmens der vorliegenden Erfindung und Vergleichsstähle I bis M verwendet. Die Legierungs-Elemente der jeweiligen Stähle sind in der nachstehenden Tabelle I angegeben, wobei die Gehalte an jedem Legierungs-Element in Gew.-% ausgedrückt sind.

Tabelle I

	Stahl	C	Cr	Mn	Si	N	Mo	V
Erfindung	A	0.04	8.87	0.46	0.53	0.10	-	-
	B	0.22	13.24	0.55	0.50	-	-	-
	C	0.38	12.30	0.64	0.60	-	-	0.98
	D	0.18	12.92	0.56	0.42	0.18	1.09	0.94
	E	0.23	12.15	0.53	0.48	0.13	2.04	-
	F	0.18	15.27	0.55	0.45	0.07	0.99	-
	G	0.32	18.29	0.43	0.72	-	-	-
	H	0.42	14.92	0.58	0.48	-	0.48	1.01
Vergleich	I	0.64	12.60	0.59	0.36	-	0.04	-
	J	1.02	17.12	0.59	0.36	-	0.40	-
	K	0.40	7.15	0.72	0.52	-	-	-
	L	0.50	15.86	0.55	0.45	0.12	-	-
	M	0.22	19.83	0.57	0.41	0.18	0.87	-

Die erfindungsgemäßen Proben wurden unter der Bedingung A oder B wärmebehandelt (vergütet), die nachstehend und in der Fig. 3-1 angegeben sind.

Bedingung A

Vorbehandlung (Nitrierung): Ionennitrierung (530 bis 780°C) Halten bei hoher Temperatur (für die Diffusion) und Härtung: Halten bei 1020 bis 1120°C für 30 min bis 3 h, und nachfolgende Ölabschreckung

Tieftemperaturbehandlung: -190°C × 20 min
Anlassen: 180°C × 2 h

Bedingung B

Die gleiche wie die Bedingung A, jedoch mit der Ausnahme, daß das Anlassen 2 h bei 450 bis 520°C durchgeführt wurde.

Die Vergleichsproben wurden unter den Bedingungen C bis G wärmebehandelt (vergütet).

Bedingung C

Vorbehandlung (Nitrierung): Ionennitrierung (530 bis 780°C) Härtung: 3-stündiges Halten bei 870°C und anschließendes Ölabschrecken

Tieftemperaturbehandlung: -190°C × 20 min
Anlassen: 180°C × 2 h

Bedingung D

Vorbehandlung (Nitrierung): Hochtemperatur-Nitrierung für 4 h bei 1150°C (in einer hochreinen N₂-Gas-Atmosphäre)

Härtung: direkte Härtung
Tieftemperaturbehandlung: - 190°C x 20 min
Anlassen: 180°C x 2 h

5

Bedingung E

Vorbehandlung (Carburierung): Plasma-Carburierung bei 950°C x 8 h

Härtung: Halten bei 1020°C x 30 min und anschließendes Ölabschrecken
Anlassen: 180°C x 2 h

10

Bedingung F

Vorbehandlung: nicht durchgeführt
Härtung: 30-minütiges Halten bei 1050°C und anschließendes Ölabschrecken
Tieftemperaturbehandlung: - 80°C x 1 h
Anlassen: 180°C x 2 h

15

20

Bedingung G

Die gleiche wie die Bedingung F, jedoch mit der Ausnahme, daß das Anlassen 2 h lang bei 450 bis 520°C durchgeführt wurde.

In der nachstehenden Tabelle II sind die Qualität jeder Probe nach der Wärmebehandlung (Vergütung) sowie die Ergebnisse der Bewertung in bezug auf die Korrosionsbeständigkeit durch einen Salzsprühtest oder die Messung des Lochfraßpotentials, das Ergebnis eines Verschleißtests und das Ergebnis eines Ermüdungsbeständigkeitstests angegeben.

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle II

Probe Nr.	Stahl	Wärmebe- handlung				C+N in		Härte HRC	C+N in Da-Tiefe (Gew.-%)	eutekti- sche Car- bide in dem Kern	Salz- sprüh- test (50 h)	Lochfraß- potential mV vs SCE	Ver- schleiß (M0-5 g/m)	Ermüdungs- beständig- keit (x10 ⁷ Cyclen)
		der Ober- flächen- schicht	der Ober- flächen- schicht	in	(Gew.-%)	in	(Gew.-%)							
1	A	0.04	0.58	0.62	60.5	0.56	negativ	60.5	0.56	negativ	0	207	0.50	12.3
2	B	0.20	0.46	0.66	60.8	0.64	do.	60.8	0.64	do.	0	325	0.48	12.0
3	C	0.34	0.48	0.82	61.7	0.82	do.	61.7	0.82	do.	0	287	0.42	11.8
4	D	0.14	1.16	1.30	62.0	0.92	do.	62.0	0.92	do.	0	188	0.17	14.6
5	D	0.17	0.45	0.62	60.2	0.60	do.	60.2	0.60	do.	0	336	0.51	12.8
6	E	0.20	0.32	0.72	61.2	0.68	do.	61.2	0.68	do.	0	286	0.47	12.7
7	F	0.18	0.30	0.48	58.9	0.47	do.	58.9	0.47	do.	0	348	0.65	9.5
8	G	0.30	0.28	0.58	60.1	0.58	do.	60.1	0.58	do.	0	325	0.55	10.9
9	H	0.41	0.08	0.49	59.6	0.49	do.	59.6	0.49	do.	0	194	0.61	11.4
10	B	0.20	0.46	0.66	61.2	0.64	do.	61.2	0.64	do.	0	205	0.18	11.1
11	C	0.34	0.48	0.82	62.0	0.82	do.	62.0	0.82	do.	0	189	0.16	13.3
12	D	0.17	0.45	0.62	61.4	0.60	do.	61.4	0.60	do.	0	222	0.16	12.2
13	F	0.18	0.30	0.48	59.4	0.47	do.	59.4	0.47	do.	0	267	0.32	10.9
14	I	0.64	-	0.64	58.2	0.64	6 µm	58.2	0.64	6 µm	x	-187	0.68	7.6
15	J	1.02	-	1.02	59.7	1.02	23 µm	59.7	1.02	23 µm	x	-194	0.49	1.9
16	I	0.64	-	0.64	55.4	0.64	6 µm	55.4	0.64	6 µm	x	-267	1.12	1.7
17	J	1.02	-	1.02	56.8	1.02	23 µm	56.8	1.02	23 µm	x	-298	0.87	1.1
18	K	0.38	0.28	0.66	60.8	0.65	negativ	60.8	0.65	negativ	A	42	0.55	10.8
19	L	0.50	0.26	0.76	60.2	0.74	do.	60.2	0.74	do.	A	28	0.53	11.9
20	B	0.18	1.38	1.56	62.4	0.28	do.	62.4	0.28	do.	x	-67	0.12	2.9
21	B	0.20	0.20	0.40	57.4	0.40	do.	57.4	0.40	do.	0	298	0.94	4.7
22	B	1.83	-	1.83	62.7	1.77	do.	62.7	1.77	do.	x	-302	0.17	9.8
23	C	0.38	0.24	0.62	59.8	0.60	do.	59.8	0.60	do.	0	268	0.63	4.6

Es wurde gefunden, daß der Vergleichs-Stahl M Ferrit in der gehärteten Mikrostruktur enthielt und es wurde somit keine anschließende Bewertung durchgeführt. Die Bildung von eutektischen Carbiden wurde mit "negativ" bewertet, wenn keine Carbid-Körnchen von größer als 3 µm gefunden wurden.

Der Salzsprühtest wurde durchgeführt unter Verwendung einer 5%igen NaCl-Lösung bei 35°C und das Ergebnis wurde bewertet durch Prüfung des Aussehens der Probe nach 50-stündigem Test. Die Kriterien waren folgende: \odot keine Rostbildung; \circ leichte Rostbildung; Δ Rostbildung auf fast der gesamten Oberfläche; \times weitgehende Rostbildung.

Die Messung des Lochfraßpotentials wurde nach dem folgenden Verfahren durchgeführt: eine Probe wurde gemahlen und unter Verwendung verschiedener Sorten von Schleifmaterial (Grit) poliert und fortgesetzt bis zu 800 Grit; die Probe wurde dann in eine 30%ige HNO₃-Lösung 1 h lang bei 60°C eingetaucht, um die Oberfläche zu passivieren; die Probe wurde in eine 3,5%ige NaCl-Lösung bei 30°C eingetaucht, es wurde eine Spannung bei einer Abtast-Geschwindigkeit von 20 mV/min angelegt; wenn die Stromdichte 100 μ A/cm² erreicht hatte, wurde die Spannung (mV vs SCE) gemessen.

Das Salzsprüh-Testverfahren und das Verfahren zur Messung des Lochfraßpotentials wurden entsprechend dem japanischen Industrie Standard (JIS) durchgeführt.

Der Verschleißtest wurde unter Verwendung einer 2-Zylinder-Verschleißtest-Vorrichtung, wie sie in Fig. 4 dargestellt ist, unter den nachstehend angegebenen Bedingungen durchgeführt. Das passende Element war in allen Testversuchen das gleiche.

Belastung	50 kgf
Rotationsgeschwindigkeit	200 UpM
Gleitfaktor	30%
Schmierung	S10.

Der Ermüdungsbeständigkeitstest wurde unter Verwendung einer MORI Thrust-Wälz-Ermüdungsbeständigkeitstestvorrichtung unter den folgenden Bedingungen durchgeführt:

Kontaktdruck	4900 MPa
Rotationsgeschwindigkeit	1000 UpM
Schmiermittel:	Turbinenöl Nr. 68.

Die Proben Nr. 1 bis 13 in der Tabelle II, welche die erfindungsgemäß hergestellten Proben waren, waren alle zufriedenstellend in bezug auf die Korrosionsbeständigkeit. Selbst die Proben Nr. 10 bis 13, die einem Hochtemperatur-Anlassen unterworfen wurden, wiesen eine hohe Korrosionsbeständigkeit auf.

Die erfindungsgemäßen Proben wiesen auch eine gute Ermüdungsbeständigkeit auf und insbesondere die Proben Nr. 11 bis 13, die einem Hochtemperatur-Anlassen unterworfen worden waren, wiesen eine verbesserte Verschleiß-Beständigkeit auf als Folge der Sekundärausscheidung von feinkörnigen Nitriden.

Im Gegensatz dazu waren die Vergleichsproben Nr. 14 und 15, die gemäß dem Stand der Technik hergestellt worden waren, sehr schlecht in bezug auf die Korrosionsbeständigkeit, verglichen mit den erfindungsgemäßen Proben, und, was noch bedeutsamer ist, die Probe Nr. 15 wies eine sehr niedrige Ermüdungsbeständigkeit auf als Folge der Anwesenheit von groben eutektischen Carbiden, die Körnchen umfassen, die in der Hauptachse länger als 20 μ m waren.

Es wurden Vergleichsproben Nr. 16 und 17 hergestellt durch Anlassen der jeweiligen Proben Nr. 14 und 15 bei hoher Temperatur; Aufgrund des Anlassens wurden diese Proben enthärtet, so daß die Ermüdungsbeständigkeit und die Korrosionsbeständigkeit schlechter wurden.

Die Vergleichsprobe Nr. 18 wies einen Cr-Gehalt unter 8,0 Gew.-% auf und war daher nicht so korrosionsbeständig wie die aus den erfindungsgemäßen Proben hergestellten Proben.

Die Vergleichsprobe Nr. 19 wies einen übermäßig hohen Kohlenstoff-Gehalt auf; in Abwesenheit von eutektischen Carbiden wies diese Probe eine zufriedenstellende Ermüdungsbeständigkeit auf, sie war jedoch nicht so korrosionsbeständig wie die aus den erfindungsgemäßen Proben hergestellten Proben.

Die Vergleichsprobe Nr. 20 wies einen übermäßig hohen N-Gehalt und Gesamtgehalt an C + N auf; die restliche Verbindungsschicht auf der Oberfläche verhinderte die Entwicklung einer zufriedenstellenden Korrosionsbeständigkeit und außerdem war als Folge der niedrigen Härtungs-Temperatur die Stickstoff-Diffusion unzureichend, um die erforderliche Tiefe einer gehärteten Schicht zu ergeben, was zu einer verminderten Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit) führte.

Die Vergleichsprobe Nr. 21 enthielt Kohlenstoff und Stickstoff in solchen Mengen, daß ihr Gesamtgehalt unter 0,45 Gew.-% lag; wegen der unzureichenden Auflösung dieser Elemente konnten eine ausreichende Härte und damit eine zufriedenstellende Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit) nicht erzielt werden.

Die Vergleichsprobe Nr. 22 wurde hergestellt durch Carburieren eines Stahls innerhalb des Rahmens der vorliegenden Erfindung; sie war zufriedenstellend sowohl in bezug auf die Verschleißfestigkeit und die Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit), ihre Korrosionsbeständigkeit war jedoch sehr gering.

Die Vergleichsprobe Nr. 23 wurde hergestellt durch Nitrieren eines anderen erfindungsgemäßen Stahls bei der üblichen hohen Temperatur; sie wies eine zufriedenstellende Korrosionsbeständigkeit auf, die Kristallkörner waren jedoch so grob, daß der Stahl eine unerwünscht niedrige Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit) aufwies.

Die Fig. 5 zeigt Anodenpolarisationskurven für zwei erfindungsgemäße Proben (Nr. 2 und 10) und eine Vergleichsprobe (Nr. 15); die erfindungsgemäß hergestellten und behandelten Stähle wiesen offensichtlich eine deutliche bessere Korrosionsbeständigkeit auf als die Vergleichsstahl.

Beispiel 2

Es wurden Wälzlager gemäß einem zweiten Aspekt der vorliegenden Erfindung, die für die Verwendung unter Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits-Bedingungen bestimmt waren, getestet.

Die Legierungs-Komponenten der als erfindungsgemäße Proben verwendeten Stähle sowie diejenigen der Vergleichsstähle sind in der Tabelle III angegeben, in denen der Gehalt an jeder Komponente in Gew.-% ausgedrückt ist.

Die Tabellen IV und V zeigen die Qualität jeder Probe nach der Wärmebehandlung sowie die Ergebnisse der Bewertung in bezug auf Korrosionsbeständigkeit in einem Salzsprühtest oder der Messung des Lochfraß-Potentials, das Ergebnis eines Schlagtests und das Ergebnis eines Ermüdungsbeständigkeitstests (Dauerfestigkeitstests) bei hoher Temperatur.

Tabelle III

	Stahl	C	Cr	Mn	Si	Mo	V	Co	Ni	N
Erfindung	N	0.36	13.15	0.53	0.57	0.48	0.57	1.61	1.05	-
	O	0.23	15.54	0.62	0.52	0.64	0.48	1.98	1.02	-
	P	0.14	12.96	0.58	0.54	0.98	1.23	4.98	2.55	-
	Q	0.04	12.85	0.65	0.40	1.75	0.60	5.67	2.73	-
	R	0.03	12.98	0.59	0.38	0.47	1.56	6.01	2.86	0.12
	S	0.04	15.34	0.55	0.56	0.56	0.64	4.54	1.98	0.13
	T	0.27	14.98	0.53	0.48	2.13	1.46	5.97	2.89	-
	A'	0.12	12.98	0.57	0.48	0.43	0.49	1.06	1.02	-
	B'	0.07	12.74	0.53	0.48	0.45	0.42	1.46	1.25	-
Vergleich	U	0.05	12.85	0.45	0.62	0.48	0.38	0.09	0.12	-
	V	0.04	15.59	0.52	0.53	0.58	0.47	1.46	1.47	0.07
	W	0.13	12.56	0.76	0.52	0.48	0.28	0.98	1.57	-
	X	0.17	12.79	0.59	0.55	0.61	0.53	0.68	1.15	-
	Y	0.80	3.82	0.32	0.35	3.85	1.04	-	0.04	-
	Z	0.1	3.86	0.27	0.18	3.85	1.15	-	3.42	-
	J	1.02	17.12	0.59	0.36	0.40	-	-	-	-

Tabelle IV

	Probe Nr.	Stahl	Wärmebe- handlung	C in der Ober- flächen- schicht (Gew.-%)	N in der Ober- flächen- schicht (Gew.-%)	C+N in der Ober- flächen- schicht (Gew.-%)	Härte HRC	Härte bei 300°C, HRC
Erfindung	A-1	N	A	0.15	0.58	0.73	61.7	-
	A-2	O	H	0.21	0.47	0.68	61.9	-
	A-3	N	B	0.15	0.58	0.73	62.4	60.3
	A-4	O	B	0.21	0.47	0.68	62.7	60.4
	A-5	P	L	0.13	0.78	0.91	62.9	60.9
	A-6	Q	B	0.04	0.78	0.82	62.4	60.7
	A-7	R	B	0.03	0.93	0.96	63.0	60.8
	A-8	S	B	0.04	0.70	0.74	62.8	60.3
	A-9	T	B	0.24	0.59	0.83	63.0	60.9
	A-10	A'	B	0.10	0.65	0.75	61.8	59.5
	A-11	B'	B	0.06	0.74	0.80	62.2	59.6
Vergleich	B-1	W	B	0.12	0.71	0.83	61.5	58.8
	B-2	X	A	0.15	0.68	0.83	61.7	-
	B-3	X	B	0.15	0.68	0.83	62.2	59.2
	B-4	T	D	0.26	0.26	0.52	60.6	-
	B-5	T	I	0.26	0.26	0.52	60.7	59.5
	B-6	Y	J	0.80	-	0.80	62.8	58.2
	B-7	Z	K	0.80	-	0.80	62.4	58.3
	B-8	J	F	1.02	-	1.02	59.7	-
	B-9	J	G	1.02	-	1.02	56.8	50.5

Tabelle V

	Probe Nr.	C+N bei einer 2,2% Da-Tiefe (Gew.-%)	Salz-sprüh-test (50 h)	Lochfraß- Schlag-potential, festigkeit		Ermüdungsbeständigkeit (h)
				mV vs SCE	kgf/-m	
Erfindung	A-1	0.68	o	343	12.4	308
	A-2	0.66	o	362	12.3	312
	A-3	0.70	o	270	9.8	408
	A-4	0.65	o	260	10.6	412
	A-5	0.85	o	289	10.3	458
	A-6	0.76	o	283	10.5	433
	A-7	0.85	o	258	10.0	462
	A-8	0.70	o	268	10.6	398
	A-9	0.78	o	273	9.7	401
	A-10	0.70	o	246	11.0	268
	A-11	0.78	o	274	10.7	278
Vergleich	B-1	0.77	o	262	10.1	174
	B-2	0.78	o	359	9.5	169
	B-3	0.78	o	260	9.7	178
	B-4	0.52	o	337	6.3	156
	B-5	0.52	o	248	5.6	163
	B-6	0.80	x	-453	3.2	133
	B-7	0.78	x	-440	11.8	178
	B-8	1.02	x	-194	1.7	69
	B-9	1.02	x	-298	1.6	54

Die erfindungsgemäß hergestellten Proben und die Vergleichsproben wurden in bezug auf die δ -Ferrit-Bildung geprüft und die Ergebnisse sind in der Fig. 6 für die jeweiligen Grundmaterialien graphisch dargestellt; die horizontale Achse des Diagramms in der Fig. 6 repräsentiert $[eq1] = Cr\% + Si\% + 1,5 Mo\% + 3,5 V\%$ und die vertikale Achse repräsentiert $[eq2] = C\% + 0,83 N\% + 0,05 (Co + Ni)\% + 0,12 Mn\%$.

Aus der Fig. 6 ist zu ersehen, daß die δ -Ferrit-Bildung in dem Bereich, welcher der folgenden Bedingung genügt, verhindert werden konnte:

$$[eq2] \geq 0,04 \times [eq1] - 0,39 \quad (1)$$

Die Stähle U und V in Tabelle der III genügten der Bedingung (1) nicht und es wurde gefunden, daß sie δ -Ferrit in der gehärteten Mikrostruktur enthielten; deshalb wurde keine anschließende Bewertung durchgeführt. Es sei insbesondere darauf hingewiesen, daß, obgleich der Vergleichsstahl V die erforderlichen Mengen an Co, Ni und Co + Ni enthält, wobei die Gehalt an Mo, V und Mo + V ihre jeweiligen oberen Grenzwerte nicht überstiegen, bei ihm eine δ -Ferrit-Bildung festgestellt wurde, da der genannte Stahl der Bedingung (1) nicht genügte.

Die erfindungsgemäßen Proben wurden unter den Bedingungen A, B, H und L, die nachstehend angegeben sind, wärmebehandelt (vergütet).

Bedingungen A und B

Die gleichen wie in Beispiel 1 (vgl. Fig. 3-1 für das Behandlungsmuster).

Bedingung H

Vergleiche Fig. 3-2 für das Behandlungsmuster.

Vorbehandlung (Nitrierung):	(530 bis 780°C)	
Ionennitrierung:	Halten bei 1020 bis 1120°C für 30 min bis 3 h, gefolgt von einer	
Härtung:	Ofenkühlung; nach der Ofenkühlung wurde 30 min lang auf 1020 bis	5
	1120°C wieder erwärmt, danach wurde mit Öl abgeschreckt	
Tieftemperaturbehandlung:	- 190°C × 20 min	
Anlassen:	180°C × 2h	

Bedingung L 10

Vergleiche Fig. 3-2 für das Behandlungsmuster.

Vorbehandlung (Nitrierung)	Ionennitrierung	
Härtung	Halten bei 1020 bis 1120°C × 30 min — 3 h und anschließende	15
	Ofenkühlung; nach der Ofenkühlung Wiedererwärmen für 30 min auf	
	1020 bis 1120°C und anschließende Ölabschreckung	
Tieftemperaturbehandlung	- 190°C × 20 min	
Anlassen	450 bis 520°C × 2h.	20

Die Vergleichsproben wurden unter den nachstehend angegebenen Bedingungen D, F, G und I bis K wärmebehandelt.

Bedingungen D, F und G 25

Die gleichen wie in Beispiel 1.

Bedingung I

Vorbehandlung (Nitrierung): Hochtemperatur-Nitrierung bei 1150°C für 4 h (in einer hochreinen N₂-Gas-Atmosphäre) 30

Härtung	Direkte Härtung	
primäres Anlassen	Luftkühlung für 2 h bei 450 bis 520°C	35
Tieftemperaturbehandlung	- 190°C × 20 min	
sekundäres Anlassen	450 bis 520°C × 2 h (zweimal durchgeführt)	

Bedingung J 40

Vorbehandlung (Nitrierung)	nicht durchgeführt	
Härtung	Halten bei 1120°C × 30 min und anschließendes Ölabschrecken	
primäres Anlassen	Luftkühlung bei 500 bis 550°C für 2 h	45
Tieftemperaturbehandlung	- 80°C × 1 h	
sekundäres Anlassen	500 bis 550°C × 2 h (zweimal durchgeführt)	

Bedingung K 50

Vorbehandlung (Carburierung)	925°C × 4 h	
Härtung	Halten bei 1120°C für 30 min und anschließendes Ölabschrecken	
primäres Anlassen	Luftkühlung bei 500 bis 550°C für 2 h	
Tieftemperaturbehandlung	- 80°C × 1 h	55
sekundäres Anlassen	500 bis 550°C × 2 h (zweimal durchgeführt)	

Die in der Tabelle V als Ergebnisse des Salzsprühtests und der Messung des Lochfraßpotentials angegebenen Ergebnisse wurden nach den gleichen Verfahren wie in Beispiel 1 erhalten.

Die Kern-Zähigkeit wurde nach dem Charpy-Schlagtest bewertet (mit einem Teststück der Größe 10 × 10 × 55 mm mit einer 2 mm-Kerbe und 5R), der bei Normaltemperatur durchgeführt wurde.

Der Ermüdungsbeständigkeitstest (Dauerfestigkeitstest) wurde mit einem eingekerbten Kugellager 6206 unter den folgenden Bedingungen durchgeführt:

Temperatur:	170°C	65
P/C:	0,71	
Schmierung	Jet Oil II	
Kugel	M50.	

Die Proben A-1 bis A-9 in den Tabellen IV und V, die aus Proben innerhalb des Rahmens der vorliegenden Erfindung hergestellt wurden, waren alle zufriedenstellend in bezug auf die Korrosionsbeständigkeit; sie wiesen auch Werte für die Schlagfestigkeits- und Hochtemperatur-Ermüdungsbeständigkeits-Eigenschaften auf, die denjenigen von AISIM50, woraus die Vergleichsprobe B-6 hergestellt wurde, überlegen waren. Die Proben A-3 bis A-11, die einem Hochtemperatur-Anlassen unterworfen wurden, waren besonders langlebig. Die Proben A-1 und A-3 sowie die Proben A-2 und A-4 wurden jeweils aus den gleichen Stahlsorten hergestellt. Die Proben A-3 und A-4, die bei der höheren Temperatur angelassen wurden, wiesen jedoch Ermüdungsfestigkeitswerte auf, die um etwa 100 h höher waren als diejenigen der Proben A-1 und A-2; es ist daher klar, daß das Anlassen bei hoher Temperatur wirksam ist in bezug auf die Verlängerung der Gebrauchsdauer von Lagern bei erhöhten Temperaturen.

Die Fig. 7 zeigt, wie der Gesamt-Gehalt an Co + Ni und der Gesamt-Gehalt an Mo + V die Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit) von Lagern bei hoher Temperatur beeinflussen. Wenn der Gesamt-Gehalt an Co + Ni weniger als 20 Gew.-% betrug, wurde die Matrix offensichtlich nur unzureichend in fester Lösung verfestigt, so daß keine Verbesserung in bezug auf die Ermüdungsbeständigkeit des Lagers bei hoher Temperatur auftrat. Wenn andererseits der Gesamt-Gehalt an Mo + V weniger als 0,8 Gew.-% betrug, war der Ausscheidungshärtungs-Effekt unzureichend, so daß ebenfalls keine Verbesserung in bezug auf der Ermüdungsbeständigkeit des Lagers bei hoher Temperatur auftrat.

Dagegen waren die Proben, die innerhalb des schraffierten Bereiches der Fig. 7 lagen (als "erfindungsgemäßer Bereich" bezeichnet) in bezug auf den Gesamt-Gehalt an (Co + Ni)% und (Mo + V)% alle durch eine zufriedenstellende Ermüdungsbeständigkeit (> 200 h) charakterisiert mit Ausnahme der Probe B-5, die nicht bei einer Temperatur unter A_c1 nitriert worden war. Insbesondere die Proben mit einem Gesamt-Gehalt Mo + V \geq 1 Gew.-% und Co + Ni \geq 2,5 Gew.-% wiesen Ermüdungsbeständigkeitswerte von über 300 h auf, wie aus der Tabelle IV hervorgeht.

Dagegen erfüllten die Vergleichsproben B-1, B-2 und B-3 die erfindungsgemäßen Bedingungen in bezug auf (Co + Ni)% oder (Mo + V)% nicht und sie waren daher den erfindungsgemäßen Proben in bezug auf die Ermüdungsbeständigkeit bei hoher Temperatur unterlegen.

Die Vergleichsproben B-4 und B-5 wurden durch Hochtemperatur-Nitrierung in einer Stickstoffgas-Atmosphäre hergestellt; sie wurden jedoch einer direkten Nitrierung bei hoher Temperatur unterworfen, so daß der Korngrenzen-Pinning-Effekt von Nitrid-Ausscheidungen nicht zu erwarten war. Statt dessen wurden die Kristallkörner grob (Größe von mehr als 200 μ m) und es war unmöglich, zufriedenstellende Ermüdungsbeständigkeits- und Schlagfestigkeits-Eigenschaften zu erzielen.

Die Vergleichsproben B-6 und B-7 wurden aus AISIM50 bzw. AISIM50NiL hergestellt. Sie wiesen bessere Schlagfestigkeits- und Hochtemperatur-Ermüdungsbeständigkeits-Eigenschaften auf als die Vergleichsstücke B-8 und B-9, die jeweils aus SUS440C hergestellt waren; andererseits war ihre Korrosionsbeständigkeit extrem gering. Die Vergleichsprobe B-6 wies auch eine vergleichsweise niedrige Schlagbeständigkeit auf und dies war auf Makrocarbide zurückzuführen, die sich als Folge des Kohlenstoff-Gehaltes gebildet hatten.

Die Vergleichsproben B-8 und B-9 wurden aus SUS440C hergestellt und selbst dieser Hochqualitäts-Stahl war in bezug auf die Korrosionsbeständigkeit weit schlechter als die Stähle im Rahmen der vorliegenden Erfindung. Es sei insbesondere darauf hingewiesen, daß die Grundmaterialien, wie SUS440C und M50, die von groben Carbiden in der Mikrostruktur durchsetzt waren, den erfindungsgemäßen Stählen in bezug auf die Ermüdungsbeständigkeit (Dauerfestigkeit) unterlegen waren.

Aus der vorstehenden Beschreibung geht hervor, daß erfindungsgemäß einsatzgehärtete (Stickstoff-diffundierte) Wälzlager bereitgestellt werden, die den konventionellen Wälzlagern aus rostfreiem Stahl auf Martensit-Basis in bezug auf Korrosionsbeständigkeit und Wälz-Ermüdungsbeständigkeit (-Dauerfestigkeit) verbessert waren und die auch eine zufriedenstellende Verschleißfestigkeit aufwiesen. Die Erfindung stellt auch einsatzgehärtete (Stickstoff-diffundierte) Wälzlager zur Verfügung, die nicht nur eine hohe Korrosionsbeständigkeit, sondern auch bessere Hochtemperatur-Ermüdungsfestigkeits-Eigenschaften aufweisen als die Wälzlager aus dem konventionellen Semi-Hochgeschwindigkeits-Stahl AISIM50.

Bei allen Wärmebehandlungen, die in den Beispielen 1 und 2 durchgeführt wurden, kann die Ionennitrierung durch eine Plasmacarbonitrierung ersetzt werden. Das in Fig. 3-1 dargestellte Verfahren kann wie in Fig. 3-2 angegeben modifiziert werden, wobei jede der Hochtemperatur-Halte- und Härtungs-Stufen in zwei Unterstufen durchgeführt werden kann; insbesondere kann auf das Halten bei 1020 bis 1120°C für 30 min bis 3 h eine Ölabschreckung oder eine Ofenabkühlung folgen und danach wird ein Wiedererwärmen bei 1020 bis 1120°C für 30 min mit anschließender Ölabschreckung durchgeführt. Bei dieser alternativen Ausführungsform kann das Anlassen durchgeführt werden durch eine Wärmebehandlung unter der Bedingung A oder B.

Vorteile der Erfindung

Wie vorstehend beschrieben, ist gemäß dem ersten Aspekt der vorliegenden Erfindung das rostfreie Stahlmaterial, aus dem das erfindungsgemäße Wälzlager hergestellt werden soll, dadurch charakterisiert, daß der Kohlenstoff, der nicht nur schädlich ist für die Korrosionsbeständigkeit, sondern der dann, wenn er in einer großen Menge darin enthalten ist, auch das Leistungsvermögen des Lagers durch Bildung von groben eutektischen Carbiden beeinträchtigt (verschlechtert), teilweise ersetzt ist durch Stickstoff mit einer vergleichsweise guten Verfestigungswirkung auf die feste Lösung, so daß der Kohlenstoff-Gehalt so begrenzt ist, daß er innerhalb einer bestimmten Bereiches liegt. Dadurch wird die Korrosionsbeständigkeit deutlich verbessert gegenüber denjenigen von konventionellen rostfreien Stählen auf Martensit-Basis und außerdem kann die Bildung von groben eutektischen Carbiden verzögert werden. Als Folge davon erhält man Wälzlager mit einem hohen Leistungsvermögen, die eine ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeit aufweisen, die einem Hochtempe-

ratur-Anlassen unterworfen werden können, ohne einhärtet (weich) zu werden, die vielmehr ihre zufriedenstellende Wälz-Ermüdungsbeständigkeit (-Dauerfestigkeit) und Verschleißfestigkeit beibehalten und auch eine ausreichend hohe Kernfestigkeit unter Biegezugspannung aufweisen, um für die Verwendung in Luftfahrzeugen oder in Lebensmittelverarbeitungs-Vorrichtungen geeignet zu sein.

Gemäß einem zweiten Aspekt der vorliegenden Erfindung ist die vorstehend beschriebene Stickstoff-Substitution kombiniert mit dem Ausscheidungshärtungseffekt von Mo- und V-Carbiden und dem Matrix-Verstärkungseffekt von gelöstem Co und Ni. Dadurch werden nicht nur die Hochtemperatur-Eigenschaften verbessert, sondern es wird auch eine hohe Kernfestigkeit unter Zugbiegespannung verliehen; als Folge davon erhält man Wälzlager mit einem hohen Leistungsvermögen, die insbesondere geeignet sind für die Verwendung unter unwirtschaftlichen (ungünstigen) (Hochtemperatur- und Hochgeschwindigkeits)-Bedingungen, wie sie in Luftfahrzeug-Düsenmotoren und -Gasturbinen auftreten.

Patentansprüche

1. Wälzlager, gekennzeichnet durch einen inneren Lauftring, einen äußeren Lauftring und Wälzelemente (Wälzkörper), wobei mindestens ein Vertreter aus der Gruppe innerer Lauftring, äußerer Lauftring und Wälzelemente (Wälzkörper) aus einem Legierungstahl hergestellt ist, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,5 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si und zum Rest aus Fe und zufälligen Verunreinigungs-Elementen, wobei die Beziehung zwischen den C- und Cr-Gehalten der Bedingung genügt:

$$0,04 \text{ Cr (Gew.-%)} - 0,39 \leq \text{C (Gew.-%)} \leq -0,05 \text{ Cr (Gew.-%)} + 1,41,$$

wobei dieser mindestens eine Vertreter eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrierung oder Carbonitrierung bei einer Temperatur unterhalb A_{c1} , anschließendes Erhitzen auf eine Temperatur von 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperaturbehandlung (unter 0°C) und Anlassen erzeugt worden ist.

2. Wälzlager, gekennzeichnet durch einen inneren Lauftring, einen äußeren Lauftring und Wälzelemente (Wälzkörper), wobei mindestens ein Vertreter aus der Gruppe innerer Lauftring, äußerer Lauftring und Wälzelemente (Wälzkörper) aus einem Legierungstahl hergestellt ist, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,5 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si, 0,05 bis weniger als 0,2 Gew.-% N und zum Rest aus Fe und zufälligen Verunreinigungs-Elementen, wobei die Beziehung zwischen den C-, Cr- und N-Gehalten der Bedingung genügt:

$$0,04 \text{ Cr (Gew.-%)} - 0,83\% \text{ N (Gew.-%)} - 0,39 \leq \text{C (Gew.-%)} \leq -0,05 \text{ Cr (Gew.-%)} + 1,41$$

und worin dieser mindestens eine Vertreter eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrierung oder Carbonitrierung bei einer Temperatur unterhalb A_{c1} , anschließendes Erhitzen auf eine Temperatur von 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperatur-Behandlung (unter 0°C) und Anlassen erzeugt worden ist, wobei diese Oberflächenschicht 0,05 bis 1,2 Gew.-% N und 0,45 bis 1,5 Gew.-% C + N enthält.

3. Wälzlager, gekennzeichnet durch einen inneren Lauftring, einen äußeren Lauftring und Wälzelemente (Wälzkörper), wobei mindestens ein Vertreter aus der Gruppe innerer Lauftring, äußerer Lauftring und Wälzelemente (Wälzkörper) aus einem Legierungstahl hergestellt ist, der im wesentlichen besteht aus weniger als 0,3 Gew.-% C, 8,0 bis 20,0 Gew.-% Cr, 0,1 bis 1,5 Gew.-% Mn, 0,1 bis 2,0 Gew.-% Si, 0,4 bis 3,0 Gew.-% Mo, 0,4 bis 2,0 Gew.-% V, 1,0 bis 3,5 Gew.-% Ni, 1,0 bis 10,0 Gew.-% Co, weniger als 0,2 Gew.-% N und zum Rest aus Fe und zufälligen Verunreinigungs-Elementen, wobei [eq1] oder eine Gleichung, die den Gehalt (Gew.-%) mindestens eines Elements zur Beschleunigung der Ferrit-Bildung in dem Grundmaterial repräsentiert, und [eq2] oder eine Gleichung, die den Gehalt (Gew.-%) mindestens eines Elements zur Beschleunigung der Austenit-Bildung in dem Grundmaterial repräsentiert, der folgenden gegenseitigen Beziehung genügen:

$$[\text{eq2}] \geq 0,04 \times [\text{eq1}] - 0,39 \quad (1)$$

$$\text{worin } [\text{eq1}] = \text{Cr (Gew.-%)} + \text{Si (Gew.-%)} + 1,5 \text{ Mo (Gew.-%)} + 3,5 \text{ V (Gew.-%)}; [\text{eq2}] = \text{C (Gew.-%)} + 0,83 \text{ N (Gew.-%)} + 0,05 (\text{Co} + \text{Ni}) (\text{Gew.-%)} + 0,12 \text{ Mn (Gew.-%)}$$

wobei dieser mindestens eine Vertreter eine Oberflächenschicht aufweist, die durch Nitrierung oder Carbonitrierung bei einer Temperatur unterhalb A_{c1} , anschließendes Erhitzen auf 900 bis 1200°C, Härten, eine Tieftemperatur-Behandlung (unter 0°C) und Anlassen erzeugt worden ist, wobei die genannte Oberflächenschicht 0,15 bis 1,2 Gew.-% N und 0,45 bis 1,5 Gew.-% C + N enthält.

4. Wälzlager nach Anspruch 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Legierungstahl der folgenden Bedingung genügt:

$$\begin{aligned} \text{Mo} + \text{V} &= 0,8 \text{ bis } 4,0 \text{ Gew.-% und} \\ \text{Co} + \text{Ni} &= 2,0 \text{ bis weniger } 12,0 \text{ Gew.-%.} \end{aligned}$$

Hierzu 5 Seite(n) Zeichnungen



Nummer:
Int. Cl. 6:
Offenlegungstag:

DE 197 07 033 A1
C 21 D 9/40
6. November 1997

FIG. 1

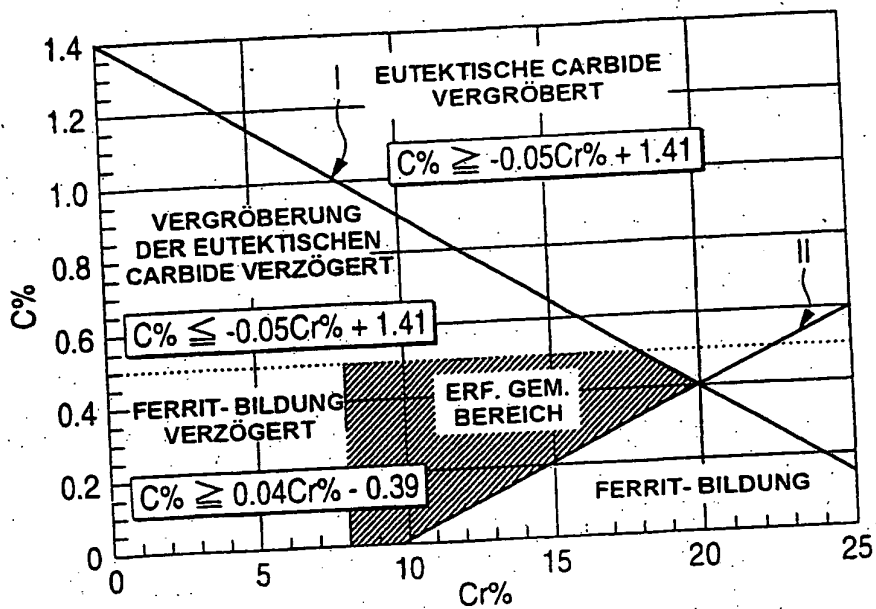


FIG. 2

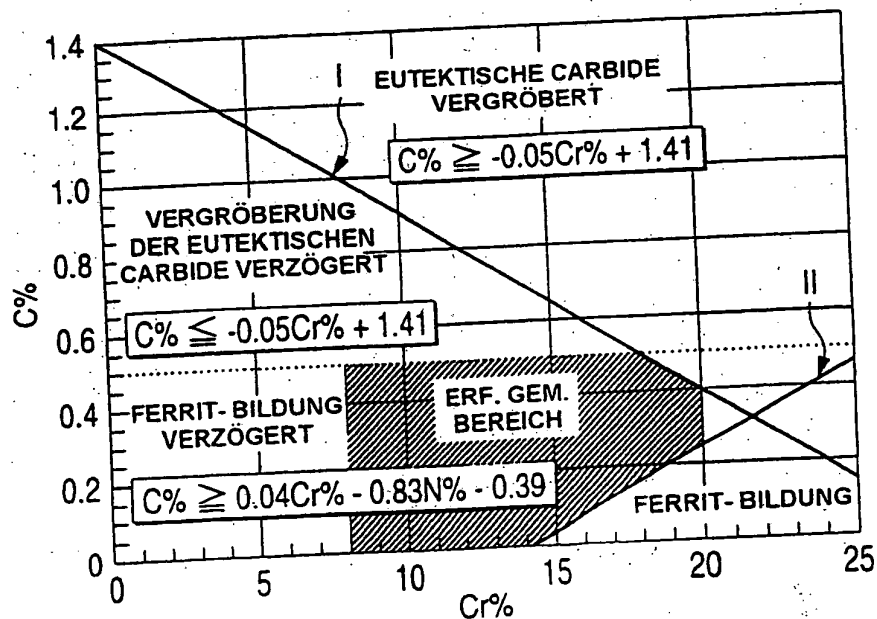


FIG. 3

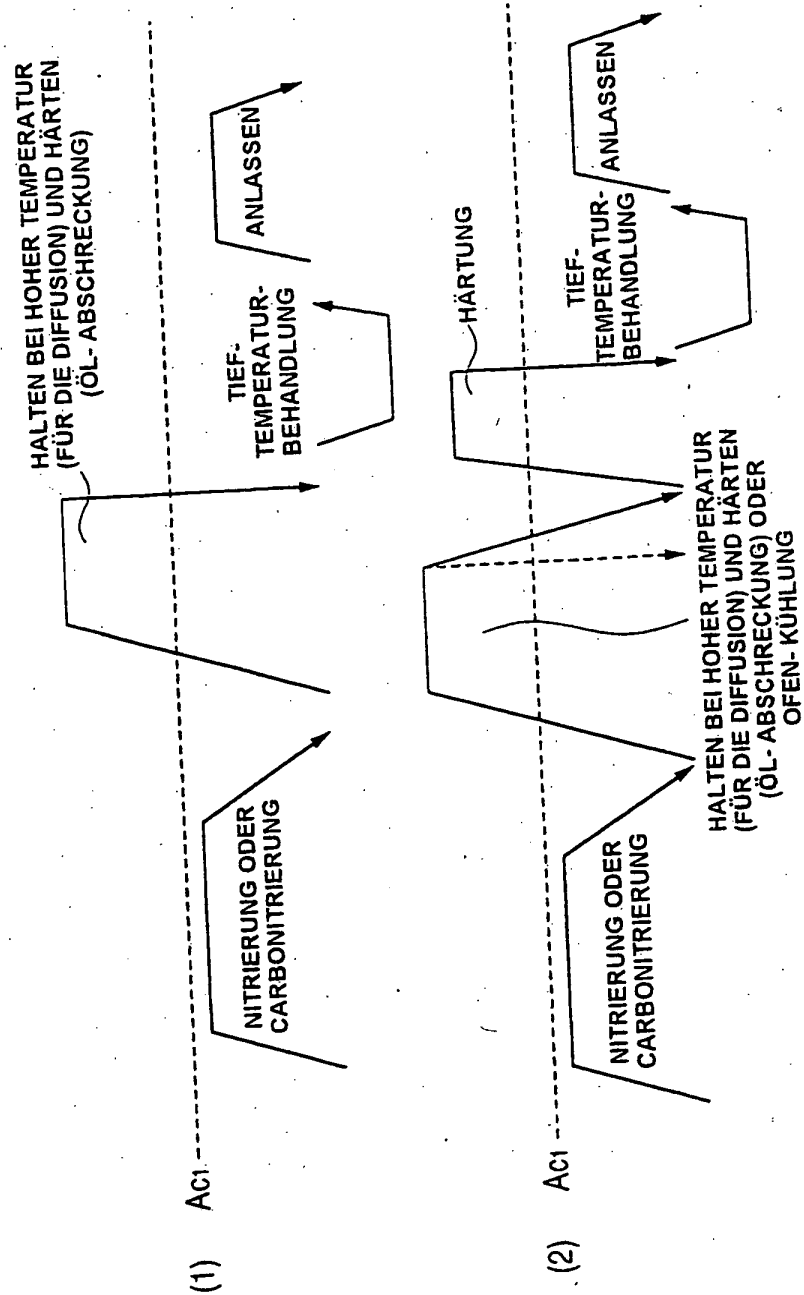


FIG. 4

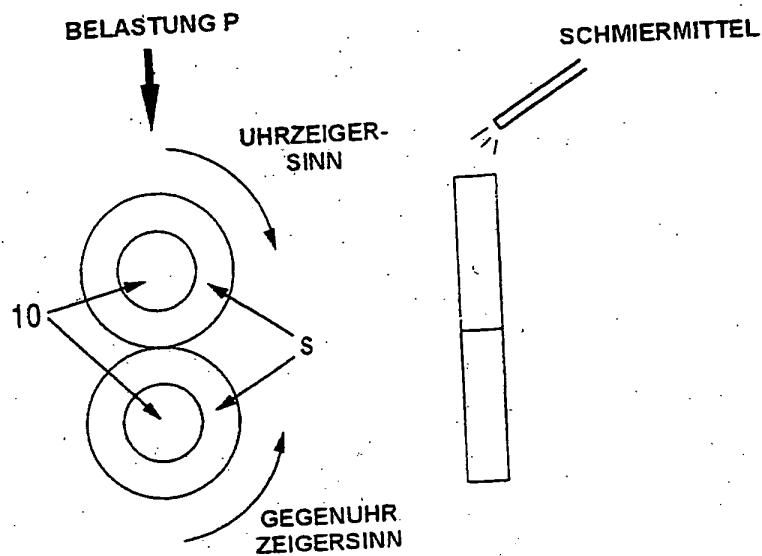


FIG. 5

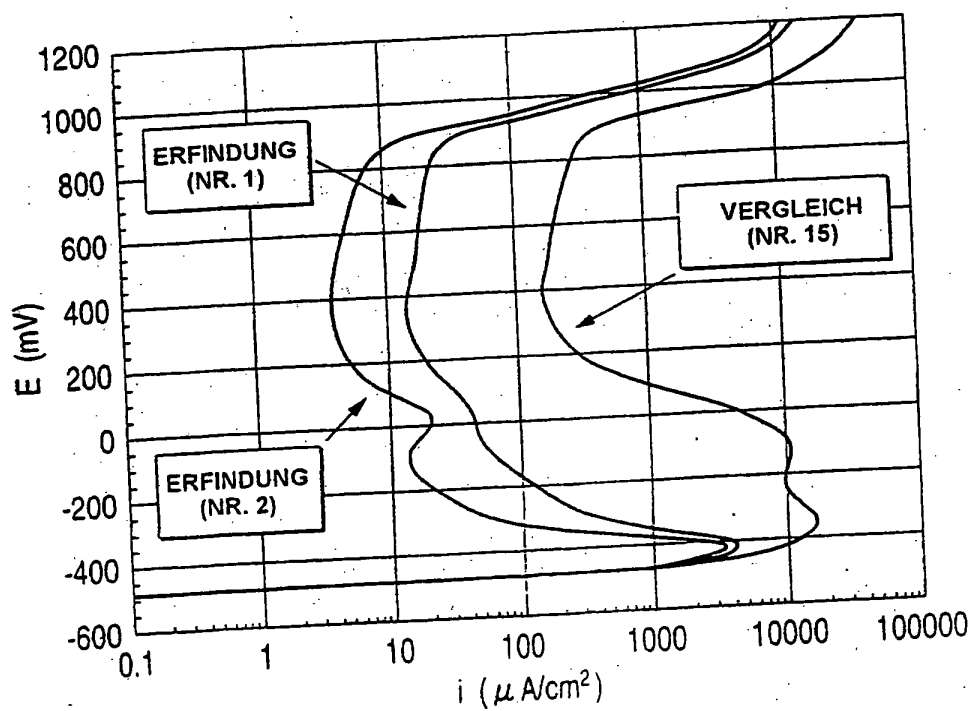


FIG. 6

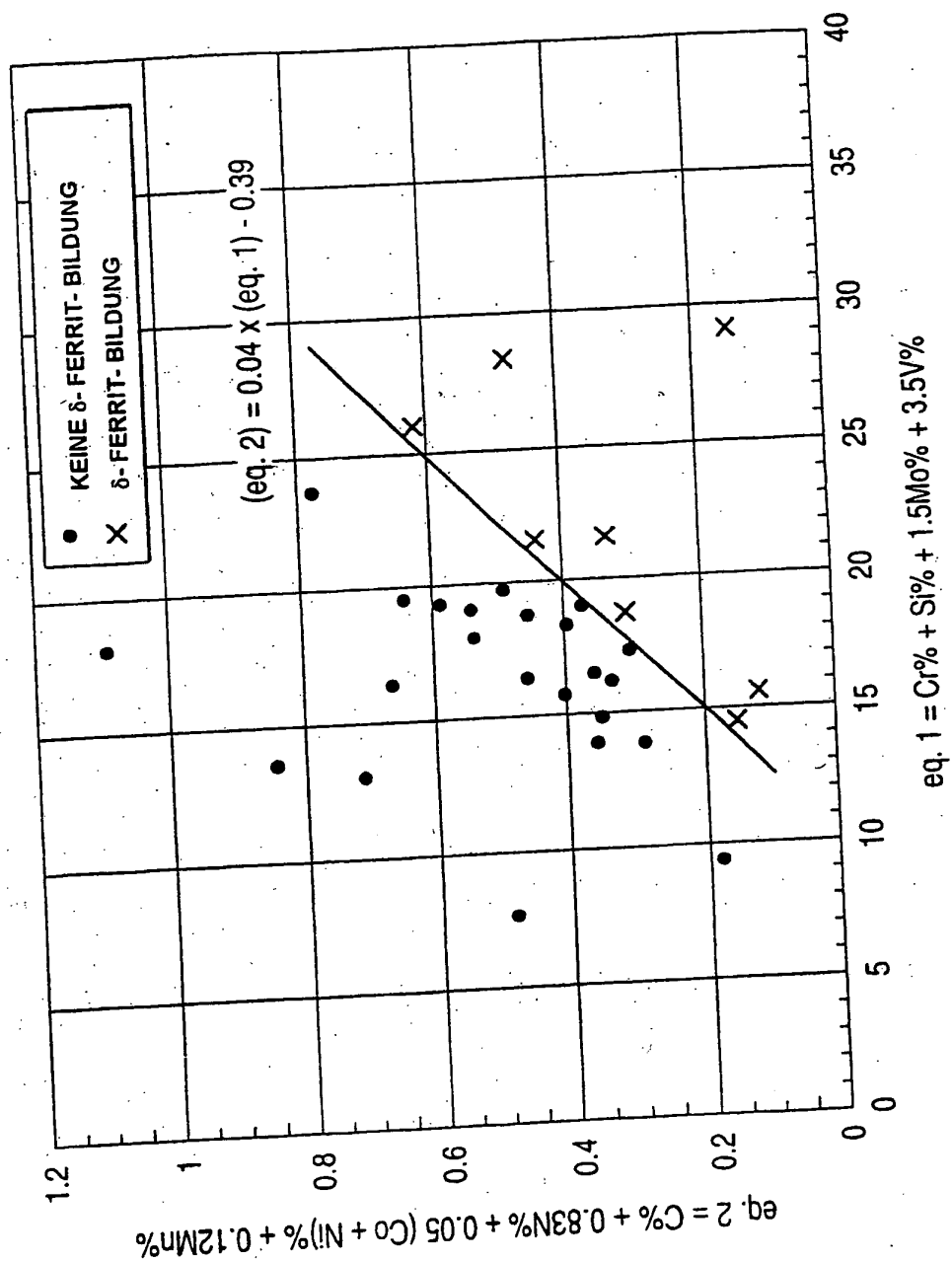
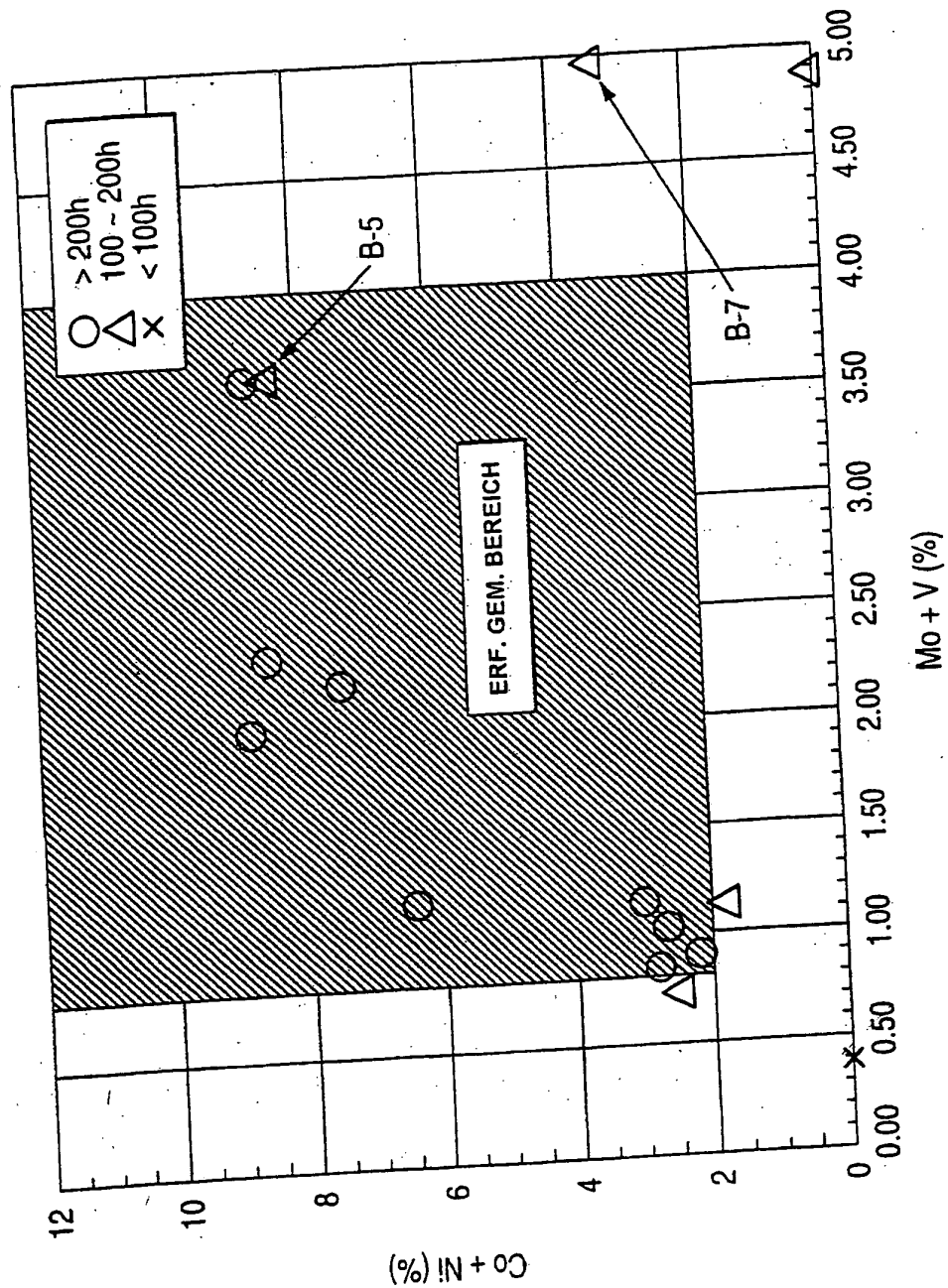


FIG. 7



**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

☒ **BLACK BORDERS**

☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**

☐ **FADED TEXT OR DRAWING**

☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**

☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**

☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**

☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**

☒ **LINE(S) OR MARK(S) ON ORIGINAL DOCUMENT**

☒ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**

☐ **OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning these documents will not correct the image
problems checked, please do not report these problems to
the IFW Image Problem Mailbox.**